

UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID
Facultad de Ciencias Químicas
Departamento de Ciencias de los Materiales e Ingeniería
Metalúrgica

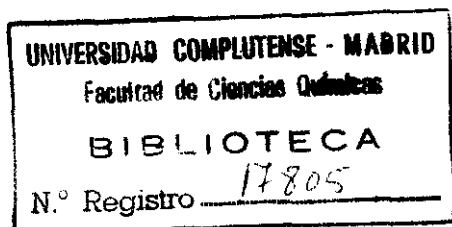
BIBLIOTECA UCM



5303530453

**PROPIEDADES MECANICAS LOCALES A
TRACCION UNIAXIAL EN UNIONES
SOLDADAS DE ALUMINIO DE FORJA.
APLICACION DEL METODO
OPTOELECTRONICO**

x-53-0453



Juan Antonio Martínez García
Madrid, 1992

Colección Tesis Doctorales. N.º 196/92

© Juan Antonio Martínez García

**Edita e imprime la Editorial de la Universidad
Complutense de Madrid. Servicio de Reprografía.
Escuela de Estomatología. Ciudad Universitaria.
Madrid, 1992.
Ricoh 3700
Depósito Legal: M-25109-1992**



La Tesis Doctoral de D. JUAN ANTONIO MARTINEZ

GARCIA

Titulada "PROPIEDADES MECANICAS LOCALES A TRACCION UNIAXIAL EN UNIONES SOLDADAS DE ALUMINIO DE FORJA. "APLICACION DEL METODO OPTOELECTRONICO"

Director Dr. D. ANTONIO CRIADO PORTAL

fue leida en la Facultad de CIENCIAS QUIMICAS

de la UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID, el día 20

de SEPTIEMBRE de 19 91., ante el tribunal

constituido por los siguientes Profesores:

PRESIDENTE D. ENRIQUE OTERO HUERTA

VOCAL D. PEDRO MERINO GOMEZ

VOCAL D. CARLOS BARBA SOLANA

VOCAL D. JUAN RUBIO ALONSO

SECRETARIO D. JOSE MARIA GOMEZ DE SALAZAR CASO

habiendo recibido la calificación de *Apto Cum.*
Sauve por Inanuidad

Madrid, a 20 de Septiembre de 1991.

EL SECRETARIO DEL TRIBUNAL.

José María Gómez de Salazar Caso

UNIVERSIDAD COMPLUTENSE DE MADRID

Facultad de Ciencias Químicas

Departamento de Ciencias de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica

**PROPIEDADES MECANICAS LOCALES
A TRACCION UNIAXIAL EN UNIONES
SOLDADAS DE ALUMINIO DE FORJA.
APLICACION DEL METODO
OPTOELECTRONICO**

Juan Antonio Martínez García

Madrid, 1991

JUAN ANTONIO MARTINEZ GARCIA

**PROPIEDADES MECANICAS LOCALES
A TRACCION UNIAXIAL EN UNIONES
SOLDADAS DE ALEACIONES DE FORJA.
APLICACION DEL METODO OPTOELECTRONICO**

**Directores: Dr. Antonio J. Criado Portal
Dr. Norbert Eisenreich**

**UNIVERSIDAD COMPLUTENSE
FACULTAD DE CIENCIAS QUIMICAS
DEPARTAMENTO DE CIENCIAS DE LOS MATERIALES
E INGENIERIA METALURGICA**

**Septiembre 1991
Madrid**

a t i

Quisiera expresar mi más sincero agradecimiento a:

Dres. Antonio J. Criado Portal y Norbert Eisenreich por su acertada dirección, comprensión y amistad.

Hans Peter Kugler, Dipl. Ing., por su amistad, paciencia y ayuda en la adaptación del método optoelectrónico, criatura suya.

Dr. Enrique Otero Huerta, por el incondicional apoyo humano, científico y logístico.

Dr. Jose María Gómez de Salazar y Caso de los Cobos, por su asesoramiento y colaboración incondicionales.

Departamento de Ciencias de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la Facultad de Ciencias Químicas de la Universidad Complutense de Madrid, por poner a mi disposición los medios necesarios para la realización de esta investigación.

Fraunhofer Institut für Chemische Technologie - ICT, (República Federal de Alemania), por financiar y posibilitar la realización de esta investigación con su gran equipo técnico, científico y humano.

PESA Electrónica S.A. (AMPER), por facilitar materiales y laboratorios de ensayos indispensables para este trabajo.

INESPAL, por suministrar una de las aleaciones estudiadas.

Adam, Amparo, Herminio, Jose Luis, Karlo, Klaus, Mercedes, Miquelito, Mohamed, Paco, Paola, Pepiño, Pilar, Quifones, Susanita, Teresa, Valentín, Vladi y Wolfgang, por que sí.

Gracias a todos.

El empirismo opone a la tesis del racionalismo la antítesis que dice: la única fuente del conocimiento humano es la experiencia. En opinión del empirismo, no hay ningún patrimonio a priori de la razón. La conciencia cognoscente no saca sus contenidos de la razón, sino exclusivamente de la experiencia. El espíritu humano está por naturaleza vacío; es una tabula rasa, una hoja sin escribir y en la que escribe la experiencia. Todos nuestros conceptos, incluso los más generales y abstractos, proceden de la experiencia.

Mientras el racionalismo se deja llevar por una idea determinada, por un ideal de conocimiento, el empirismo parte de los hechos concretos. Para justificar su posición acude a la evolución del pensamiento y del conocimiento humanos. Esta evolución prueba, en opinión del empirismo, la alta importancia de la experiencia en la producción del conocimiento. El niño empieza por tener percepciones concretas. Sobre la base de estas percepciones llega paulatinamente a formar representaciones generales y conceptos. Éstos nacen, por ende, orgánicamente de la experiencia. No se encuentra nada semejante a esos conceptos que existen acabados en el espíritu o se forman con total independencia de la experiencia. La experiencia se presenta, pues, como la única fuente del conocimiento.

Mientras los racionalistas proceden de la matemática las más de las veces, la historia del empirismo revela que los defensores de éste proceden casi siempre de las ciencias de la naturaleza. Ello es comprensible. En las ciencias de la naturaleza la experiencia representa el papel decisivo. En ellas se trata, sobre todo, de comprobar exactamente los hechos mediante una cuidadosa observación. El investigador está completamente entregado a la experiencia. Es muy natural que quien trabaje preferente o exclusivamente con arreglo a este método de las ciencias de la naturaleza propenda de antemano a colocar el factor empírico sobre el racional. Mientras el filósofo de orientación matemática llega fácilmente a considerar el pensamiento como la única fuente del conocimiento, el filósofo procedente de las ciencias de la naturaleza propenderá a considerar la experiencia como la fuente y base de todo conocimiento humano.

Johannes Hessen

(Teoría del Conocimiento. 1926)

INDICE

INDICE

I.-	INTRODUCCION, JUSTIFICACION Y OBJETIVOS	1
II.-	ANTECEDENTES BIBLIOGRAFICOS	23
III.-	TECNICAS EXPERIMENTALES	59
III.1.-	ALEACIONES	60
III.2.-	UNION SOLDADA (TIG)	66
III.3.-	PREPARACION DE LAS PROBETAS	71
III.3.1.-	Probetas para el ensayo de tracción	72
III.3.1.1.-	Probetas para el ensayo de tracción empleando el método optoelectrónico	74
III.3.2.-	Probetas para el ensayo de Le Rolland Sorin	76
III.3.3.-	Probetas para el Ensayo Charpy	77
III.4.-	ENSAYO DE TRACCION	79
III.4.1.-	Medición convencional de propiedades mecánicas locales	80
III.4.1.1.-	Definición de las diferentes zonas	80
III.4.1.2.-	Medición de características locales	81
III.4.1.3.-	Alargamientos zonales locales	82
III.4.2.-	Método optoelectrónico	83
III.4.2.1.-	Descripción del sistema	83

III.5.- PERFIL DE DUREZAS LOCALES	92
III.6.- ENSAYO DE LE ROLLAND-SORIN	95
III.7.- ENSAYO CHARPY	98
III.8.- METALOGRAFIA ZONAL LOCAL	100
IV.- PRESENTACION Y ANALISIS DE RESULTADOS	102
IV.1.- Perfiles de dureza (Rockwell)	103
IV.2.- Ensayo de Tracción Convencional. Métodos clásicos de medición de características mecánicas	113
IV.2.1.- Alargamientos locales (globales)	119
IV.3.- Ensayo de Tracción Convencional. Método optoelectrónico	125
Aleación 2014 T6	128
Aleación 7015 T73	227
Aleación 7015 F	304
IV.3.1.- Alargamientos zonales locales	377
IV.4.- Módulo elástico (Le Rolland Sorin)	387
IV.5.- Resiliencia (Charpy)	395
IV.6.- Metalografía zonal	400
V.- MODELO PROPUESTO DE COMPORTAMIENTO MECANICO	413
VI.- DISCUSION GENERAL	420
VII.- CONCLUSIONES	433
VIII.- ANEXO I	439
IX.- BIBLIOGRAFIA	455
X.- RESUMEN	481

I.- INTRODUCCION, JUSTIFICACION Y OBJETIVOS

I.1.- INTRODUCCION

I.- INTRODUCCION. JUSTIFICACION Y OBJETIVOS

I.1.- INTRODUCCION

La soldadura es una tecnología imprescindible en la construcción y fabricación de los más diversos equipos. Tanto en grandes construcciones navales, aeronáuticas, petroquímicas, civiles, etc., como en la fabricación de equipos de menor tamaño: industria automovilística, electrónica, química, etc., la soldadura es necesaria como tecnología mecánica de unión, entre piezas más o menos simples o para obtener éstas de sus elementos, entre materiales homogéneos o heterogéneos, metálicos, cerámicos o compuestos.

No siempre se pueden obtener piezas acabadas por moldeo o conformación mecánica, sino que, en muchos casos, por su forma complicada o por su tamaño, hay que recurrir a técnicas de unión.

Actualmente no es posible pensar en la construcción y fabricación mecánicas sin la existencia de las más variadas técnicas de soldadura.

Para llegar al actual desarrollo mecánico, la soldadura, como todas las tecnologías mecánicas de moldeo, forja, sinterización, etc., ha evolucionado enormemente, adaptándose a las más variadas, simples y complejas operaciones en las que

se la requiere. Esta adaptación ha hecho que la soldadura se diversifique en multitud de métodos y sistemas diferentes. Aunque el fin es siempre unir dos superficies homogéneas o heterogéneas, el camino o sistema no siempre es el mismo. Se trata de proporcionar calor localizado en la unión o en toda la pieza, acompañado de otros requisitos que varían según el método.

Por tanto, y excluyendo la soldadura por forja, en la que el calor es sustituido por la energía de deformación plástica, y las técnicas de unión por adhesivos, es el calor, como fuente de energía, el que provoca en todos los casos la unión. Esta fuente de calor y la forma en cómo se emplea, clasifican los distintos tipos de soldadura en autógena, eléctrica, plasma, láser, difusión, fricción, etc..

No se puede asegurar que un tipo de soldadura sea mejor que otro simplemente por el tipo de tecnología, más o menos avanzada, que se utilice, sino que todos son igualmente válidos y deben ser aplicados con criterios de precio y calidad final de la unión para cada caso. Debe ser la fabricación la que imponga el método, y no que éste se imponga sólo por razones de innovación tecnológica o por otros criterios ajenos al hecho de la propia fabricación. El tipo de materiales a soldar, así como las características a exigir a la unión junto con el factor económico, nos van a guiar a la hora de seleccionar la técnica de unión.

Por otro lado, y como parte fundamental de nuestra investigación, están los materiales empleados. Si bien es normal que los materiales elegidos en la fabricación sean los que imponen la tecnología de unión, a veces es ésta la que condiciona los materiales a utilizar.

En la actualidad las aleaciones ligeras cubren un campo de aplicaciones muy extenso, especialmente en aquellos casos en las que la relación resistencia/densidad sea un factor interesante, por ejemplo en aeronáutica, transporte terrestre y marítimo, industria aeroespacial y otros. Ultimamente, las aleaciones ligeras, fundamentalmente de aluminio, están introduciéndose en campos tradicionales de otras aleaciones, esto es, en construcción arquitectónica (fachadas, carpintería metálica), fabricación de equipos electrónicos, etc..

A pesar de que las aleaciones ligeras se basan, fundamentalmente, en metales como el aluminio, el magnesio, el titanio, el zirconio y el berilio, son las de aluminio, con mucho, las más extendidas, utilizadas y con más posibilidades de desarrollo de cara al futuro.

Las aleaciones de aluminio basan su éxito en cualidades como su baja densidad, buena resistencia natural a la corrosión (que se puede mejorar) y una aceptable conductibilidad térmica y eléctrica, además de otras propiedades físicas y químicas como: su poder de reflexión de la luz, detección de la

radiación infrarroja, baja sección eficaz de captura de neutrones, etc..

Aunque el ideal de la fabricación sería el obtener directamente por moldeo las piezas acabadas, ésto no siempre es así y, a veces, tampoco es conveniente. Todos sabemos las ventajas mecánicas de las aleaciones de forja aunque exijan procesos más complejos de fabricación y, por tanto, se muevan en precios más altos.

La conformación plástica proporciona una gran mejora en las propiedades mecánicas por destruir la estructura de colada. También es cierto que, a veces, no hay más remedio que recurrir a estos procesos para obtener las piezas deseadas por razones de naturaleza de la aleación, forma y tamaño de los productos fabricados, calidad final de éstos y precio.

Si la forja supone una mejora de las propiedades mecánicas, los tratamientos térmicos de bonificado (envejecimiento) han conseguido unas prestaciones mecánicas muy interesantes y competitivas en esta familia de aleaciones.

Parece interesante, en este punto, llamar la atención sobre los principales mecanismos de endurecimiento por envejecimiento propuestos para éste tipo de aleaciones, (ver Anexo I).

Sin embargo, si las aleaciones de aluminio, en general, presentan inconvenientes a la hora de la soldadura, en el caso de las series de forja tratables térmicamente éstos inconvenientes pueden llegar a ser graves y, en algunos casos, hasta el momento, insuperables. Esto por sí solo justifica cualquier tipo de investigación en este campo. En el presente trabajo se han seleccionado, para su estudio, aleaciones de forja tratables térmicamente, pertenecientes a series de gran interés tecnológico (2xxx y 7xxx), representativas del tipo de aleaciones discutidas anteriormente y cuyo comportamiento frente a la soldadura no es demasiado malo.

La soldadura, independientemente del método aplicado, supone un calentamiento local poco convencional que trae como consecuencia en este tipo de aleaciones la modificación local de las propiedades mecánicas, creando una discontinuidad, a veces importante, en las piezas o equipos soldados.

La elección del tipo de soldadura a utilizar en estas series de aleaciones va a depender de múltiples variables, siendo las fundamentales el tipo de material, forma y espesor, calidad final de la unión y precio.

El método de soldeo elegido para la presente investigación ha sido la soldadura TIG (Tungsten Inert Gas) por muchas razones; entre otras se pueden destacar: 1) el tipo de fuente de calor -el arco eléctrico- muy intensa aunque menos que el

plasma, 2) el no aporte de material en la soldadura, lo que permite estudiar correctamente qué le ocurre al material sin interferencias de otros materiales aportados, 3) la universalidad y versatilidad del método y 4) la semejanza en el modelo de afectación local en el material respecto a otro método con gran futuro en estas aleaciones, como es la soldadura por plasma, cuya diferencia es sólo en cuanto al tamaño de esta zona.

Por lo anteriormente expuesto, resulta interesante el estudio de las propiedades mecánicas locales para prever el comportamiento mecánico de estas uniones. Hasta ahora los ensayos más típicos realizados para comprobar la mayor o menor bondad de éstas son al ensayo de doblado, ensayos de fractura, como el Charpy, y otros. Sin embargo, es evidente que mediante estos ensayos tecnológicos, realizados en condiciones muy peculiares, no se pueden obtener valores claros de las características mecánicas locales, teniendo en cuenta, además, la complejidad de las zonas existentes en la unión soldada.

El ensayo mecánico de tracción es, con mucho, el más interesante y del que se puede obtener la mayor información, valiosa y extrapolable a las más diversas situaciones de servicio con importante éxito. Es evidente que los otros ensayos proporcionan información escasa, sólo aplicable a las muy restringidas condiciones mecánicas de contorno que llevan aparejados. Incluso son ensayos poco reproducibles, muy dependientes de variables aleatorias. Su interés viene dado por

la sencillez, economía y facilidad de interpretación. Es más, se puede asegurar que son siempre tensiones de tracción (incluso en condiciones de contorno como las de flexión) las que provocan o potencian la fractura o el fallo de los materiales.

El ensayo de tracción es un ensayo complejo que proporciona mucha información y cuya interpretación es difícil. Si a la complejidad de este ensayo en materiales continuos, compuestos o no, añadimos la discontinuidad que supone la existencia de las diferentes zonas locales de una unión soldada, estaremos ante un auténtico reto, ya que, tanto el baño fundido como la zona afectada por el calor y el material base poseen diferentes propiedades mecánicas, derivadas de su peculiar tratamiento térmico no convencional, sufrido durante el ciclo térmico de soldeo.

Además, la información obtenida en el ensayo de tracción se tratará de explicar con ayuda de ensayos de dureza, de resiliencia y del módulo de elasticidad (rigidez) obtenido mediante el péndulo de Le Rolland-Sorin.

Estos ensayos por sí solos no aportarían información válida en este caso; sin embargo, complementando y comparando los valores de las características mecánicas obtenidos en el ensayo de tracción, suponen un test sencillo, rápido, complementario y, sobre todo, orientativo para la correcta interpretación de este ensayo.

Todo ésto parece evidente, pero se trata de definir las características locales de cada zona de la unión soldada. Para ello se emplean dos caminos diferentes:

1. Medida convencional de propiedades mecánicas.
2. Medida de propiedades mecánicas mediante el método optoelectrónico (ICT).

En este primer camino se utiliza el ensayo de tracción convencional en el que se supone que la sección inicial de la probeta no varía. Esto es una simplificación que apenas supone errores -en nuestro caso, inferiores al 1%- para este tipo de aleaciones, por lo menos hasta que comienza la extricción local después de alcanzada la resistencia máxima. Esta suposición, válida desde el punto de vista tecnológico, trae como consecuencia que la tensión es homogénea a lo largo de toda la probeta.

Conocido este dato simplificativo las mediciones se cifan a las deformaciones locales, sobre todo a los alargamientos zonales locales.

Al fin y al cabo esta deformación local va a definir el comportamiento del material durante todo el ensayo. Debido a que las diferencias absolutas entre los alargamientos locales de las zonas definidas en la unión soldada son muy pequeñas respecto a la longitud inicial de la probeta, se puede asegurar que la simplificación es perfectamente válida en la precisión de las medidas tomadas.

Estas medidas de alargamientos locales se hacen de cada zona globalmente, no de forma continua a lo largo de la longitud de la probeta. Esto supone una diferencia apreciable frente al método optoelectrónico y a otros (extensometría).

A estas medidas de alargamientos se las complementa con un perfil de durezas locales y con un estudio metalográfico, mediante microscopía óptica y electrónica, de las microestructuras causantes del comportamiento local. También se han utilizado ensayos complementarios para la obtención del módulo de elasticidad mediante el péndulo de Le Rolland-Sorin y de la resiliencia mediante el péndulo Charpy.

Aunque existen métodos muy sensibles para definir con mucha precisión lo que ocurre localmente en cualquier punto de la probeta a base, principalmente, de extensometría eléctrica (además de otros métodos más antiguos como los espejos Martens), éstos no son adecuados para obtener una medición continua a lo largo de la probeta cuando en ésta se presentan discontinuidades, como ocurre en una unión soldada. Si bien puede obtenerse información local muy precisa, para que ésta fuese continua a lo largo de las distintas zonas definidas en la soldadura, sería muy compleja la utilización de estos métodos; ya que para obtener un perfil continuo de propiedades mecánicas se debería hacer una instalación muy numerosa de dichos medidores.

El segundo camino empleado, y principal de esta memoria, es el método optoelectrónico, que permite, de una forma muy simple, un seguimiento prácticamente continuo de la distribución de las deformaciones locales a lo largo de toda la longitud de la probeta. La sencillez comienza en la propia máquina de tracción, ya que es válida cualquiera al igual que todos sus accesorios (mordazas, etc.), y sigue por la probeta, cuyo diseño puede estar normalizado o no. La única preparación previa al ensayo consiste en pintar la superficie de la probeta con una laca negra mate y, posteriormente, tamponar una malla de líneas reflectantes paralelas axiales al eje de dicha probeta.

El método optoelectrónico consiste, esencialmente, en el seguimiento o lectura de la separación de estas líneas durante el ensayo de tracción mediante la captación, por un fotodiodo, de la luz reflejada por ellas cuando son barridas por un rayo láser con una secuencia determinada. La luz reflejada es convertida en impulsos eléctricos y almacenada en una memoria RAM diseñada al efecto. La frecuencia de estos impulsos es proporcional a la separación entre las bandas.

La extricción sufrida por la probeta a lo largo del ensayo se obtiene mediante la diferencia de la cantidad de luz captada por un fotodiodo colocado detrás de la probeta. Esta diferencia de señal luminosa resulta proporcional a la variación de sección.

Los impulsos eléctricos son enviados a un ordenador y analizados mediante un programa desarrollado especialmente para ello.

Como ya se ha señalado, la única preparación previa al ensayo consiste en pintar la probeta. La toma de datos y su análisis es inmediata, pudiéndose visualizar posteriormente en el monitor la distribución de las deformaciones locales durante el ensayo.

Hasta ahora este método, patentado por el Fraunhofer Institut für Chemische Technologie (ICT), sólo había sido utilizado en materiales plásticos continuos y en materiales compuestos.

Con esta memoria doctoral, se ha aplicado este método a materiales metálicos en probetas discontinuas resultado de una soldadura.

El método ha resultado sencillo y eficaz en el estudio del comportamiento mecánico de uniones soldadas sometidas a un ensayo de tracción uniaxial.

El llamado primer camino, no es otra cosa que la toma convencional de datos mecánicos en la unión soldada sometida a tracción, con el fin de comprobar, interpretar y definir lo que ocurre en las distintas zonas de la probeta, así como para

valorar, comparar y certificar la información obtenida mediante el método optoelectrónico.

Los métodos complementarios utilizados enriquecen la información mecánica y aportan más datos a la comparación y valoración del método optoelectrónico.

Así mismo, en esta memoria se trata de relacionar las propiedades mecánicas zonales locales con la microestructura mediante microscopía óptica y electrónica de barrido. La microestructura es, en último extremo, la causante del comportamiento mecánico y del posible fallo del material.

Las aleaciones estudiadas presentan estructuras complejas por poseer un número elevado de elementos de aleación, sin embargo, la estructura que proporciona las características mecánicas consiste en una matriz de aluminio (fase α) con una morfología de granos alargados, debidos a la conformación mecánica, y un precipitado extremadamente fino, inferior a $1\mu\text{m}$, de Al_2Cu -en la aleación 2xxx-, de Mg_2Si -en la aleación 6xxx- y de MgZn_2 -en la aleación 7xxx- con estructura Widmanstätten coherente con la matriz. También aparecen otros microconstituyentes formados, principalmente, por Si, Al_2Cu y otros compuestos ternarios poco influyentes sobre las características mecánicas de las aleaciones estudiadas.

El cambio de tamaño y distribución de las fases Al_2Cu , Mg_2Si y MgZn_2 en la matriz de aluminio (α), debidos a los diferentes

ciclos térmicos durante la soldadura, son los responsables, en las respectivas aleaciones, de las discontinuidades zonales de las propiedades mecánicas halladas. Se trata pues, de justificar las características mecánicas resultantes con las diferentes microestructuras que aparecen localmente.

Es importante reseñar que en esta memoria no se trata de valorar las variables de soldadura como el espesor de chapa, intensidad, distancia y voltaje del arco, etc., sino de discutir las características mecánicas relativas de cada una de las zonas producto del ensayo. No se ha perseguido, por tanto, saber cual es la influencia, desde el punto de vista cuantitativo, de las variables de soldadura en estas propiedades mecánicas.

Las variables de soldadura empleadas se han adaptado a producir un baño fundido (BF) y una zona afectada por el calor (ZAC) con las dimensiones óptimas para su estudio por las diferentes sistematicas anteriormente propuestas. En todo caso, las variables del arco se han adaptado al espesor de chapa, diámetro del electrodo y capacidad de la unidad de soldeo empleada, cumpliéndose los requisitos habituales en cualquier taller mecánico a tal efecto.

Hay que resaltar que, para facilitar esta investigación, se ha exigido una perfección en cuanto a la forma geométrica y simetría del cordón, acordes con los requisitos necesarios.

Finalmente, se presenta un modelo de comportamiento mecánico cualitativo de las diferentes aleaciones de aluminio de forja tratables térmicamente seleccionadas para esta investigación, pero que se puede generalizar a todas estas series de aleaciones. Al ser un modelo cualitativo las variables de soldadura no le afectan; donde sí tienen influencia es en la cuantificación de los valores absolutos de las propiedades mecánicas zonales locales.

En el campo de la soldadura de las aleaciones de aluminio de forja tratables térmicamente es más interesante conocer el comportamiento cualitativo que el cuantitativo, que va a depender de condiciones muy específicas de contorno, como son el tipo de aleación y su composición, el tratamiento térmico y mecánico, el espesor y las variables de soldadura. Por tanto, teniendo el modelo cualitativo se puede prever el comportamiento, y mediante ensayos específicos en las condiciones de contorno deseadas, se puede tener, incluso, el modelo cuantificado para cada caso en particular; eso sí, en este caso no son extrapolables las pautas de comportamiento obtenidas.

Otro hecho valioso de este modelo de comportamiento zonal local, es que es válido para cualquier tipo de soldadura en que la fuente de calor se focalice en las superficies a soldar. Esto quiere decir, que quedan fuera de este modelo de comportamiento la soldadura por difusión y otras en las que el

calentamiento no es localizado y no sufren, además, el típico ciclo térmico no convencional de soldadura.

En aquellas soldaduras con aporte de material se puede aplicar el modelo pero comprobando previamente, con un simple ensayo de dureza, las características del metal aportado ya en el cordón, nunca antes del aporte, ya que el ciclo térmico de soldadura puede variar la microestructura y, por tanto, las propiedades mecánicas de éste.

I.- INTRODUCCION, JUSTIFICACION Y OBJETIVOS

I.2.- JUSTIFICACION

I.2.- JUSTIFICACION

- Es muy importante el desarrollo tecnológico actual, y más cara al futuro, de las aleaciones ligeras de aluminio de forja tratables térmicamente. Con ellas se consiguen relaciones de resistencia/densidad muy interesantes, con lo que su campo de aplicación crece de forma vertiginosa en industrias tales como la aeronáutica, aeroespacial, aviónica, transporte marítimo y terrestre, construcción civil, industria electrónica, etc..

- La soldadura, en sus más diferentes metodologías, es, cada día más, una tecnología imprescindible en la fabricación de los más diversos equipos y en la construcción en general dentro del desarrollo tecnológico del mundo actual.

- En las aleaciones tratadas mecánica y térmicamente, los ciclos térmicos no convencionales de soldadura provocan la aparición de zonas -baño fundido, zona afectada por el calor y material base- con propiedades mecánicas locales muy diferentes.

- Se producen abundantes fallos mecánicos en estructuras fabricadas con estas aleaciones causados, principalmente, por la discontinuidad material que significa siempre la soldadura.

- Es vital, desde el punto de vista mecánico, conocer el comportamiento en servicio de estas uniones en las que diferentes zonas tienen características mecánicas distintas.

- Son necesarios ensayos mecánicos rápidos, sencillos y eficaces que confirmen y prevean el fallo en condiciones de servicio de las uniones soldadas.

- Se han seleccionado aleaciones representativas de lo anteriormente comentado.

- Se ha seleccionado la soldadura TIG por ser la que mejor se presta a nuestra investigación y porque pensamos que los resultados obtenidos son más extrapolables que con otras técnicas.

- Creemos que el ensayo mecánico que más amplia información aporta y el que más se ajusta a las condiciones normales de servicio, es el ensayo de tracción.

I.- INTRODUCCION, JUSTIFICACION Y OBJETIVOS

I.3.- OBJETIVOS

I.3.- OBJETIVOS

- Definición de las zonas con propiedades mecánicas diferentes que aparezcan en una soldadura en las aleaciones estudiadas.

- Definición de las propiedades mecánicas locales de mayor interés para definir un modelo de comportamiento mecánico.

- Valoración comparativa de las propiedades mecánicas locales por métodos convencionales de medida utilizando el ensayo de tracción.

- Adaptación del método optoelectrónico (ICT) al ensayo de tracción en uniones soldadas de las aleaciones objeto de estudio. Aplicación de éste método a modelos mecánicos discontinuos.

- Comprobación, discusión y justificación mediante ensayos mecánicos por métodos convencionales de los resultados obtenidos con el método optoelectrónico.

- Valoración del método y ventajas tecnológicas frente a otros por su sencillez, eficacia y seguridad.

- Discusión de las propiedades mecánicas locales medidas en las diferentes zonas definidas mediante el estudio metalográfico con microscopía electrónica.

- Definición de un modelo cualitativo de comportamiento mecánico de las diferentes aleaciones de aluminio de forja tratables térmicamente seleccionadas. Condiciones para la extrapolación del modelo a otras aleaciones del grupo y/o con otras tecnologías de soldadura. Flexibilidad del modelo.

II.- ANTECEDENTES BIBLIOGRAFICOS

II.- ANTECEDENTES BIBLIOGRAFICOS

En la última década se han puesto a punto aleaciones de aluminio de forja tratables térmicamente que mejoran notablemente la resistencia mecánica de este tipo de aleaciones. Esta mejora se ha desarrollado, fundamentalmente, en las aleaciones de las series 2xxx (Al-Cu, Al-Cu-Mg), 6xxx (Al-Mg-Si) y 7xxx (Al-Zn-Mg, Al-Zn-Mg-Cu) según el código del International Alloy Designations System (IADS) ¹⁻¹⁸⁾ (Fig.1).

Las aleaciones de la serie 2xxx -basadas en el cobre como elemento prioritario de aleación-, (Tablas 1,2) las más antiguas de las aleaciones de forja tratables y que estaban siendo reemplazadas por otras más modernas, han sido actualizadas mediante adiciones de elementos minoritarios (circonio, titanio, níquel, vanadio, cadmio y otros) y tratamientos mecánicos previos que potencian el tratamiento térmico de envejecimiento -basado, fundamentalmente, en la precipitación coherente y semicoherente de la fase Al_2Cu ^{1,4-39)}.

De esta forma, con aleaciones muy sencillas, fácilmente mecanizables y económicas, se consiguen prestaciones sólo superadas por las aleaciones de la serie 7xxx.

Aluminium alloy and temper designation systems

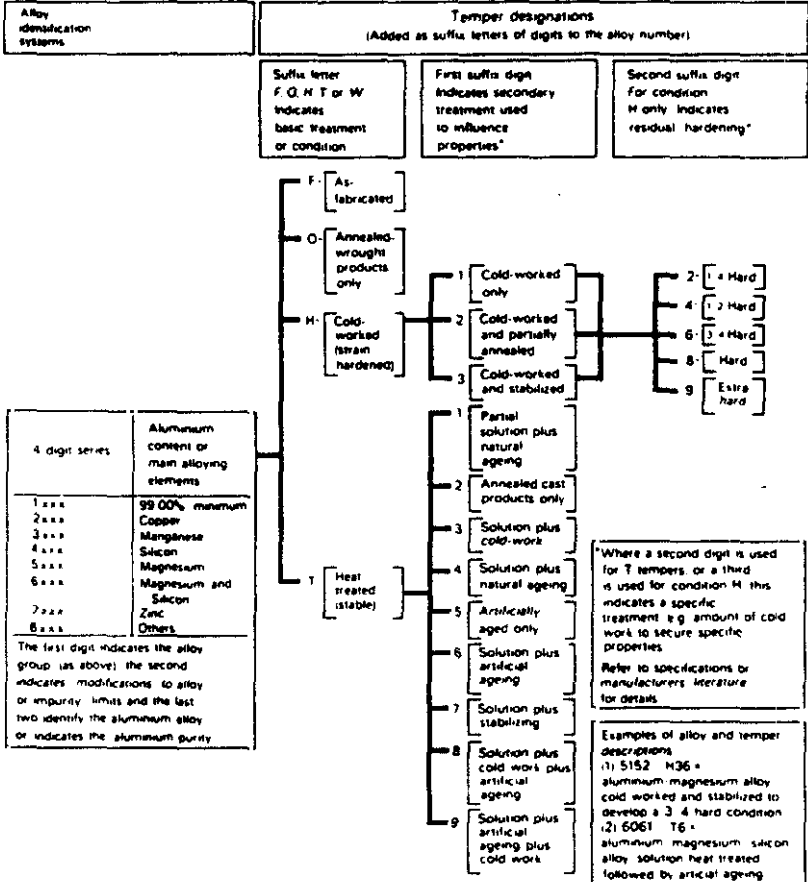


Figura 1.- Aleaciones de Aluminio y Sistema de Designación de los Tratamientos Térmicos según el Código IADS. (Polmeer ¹⁾).

IADS designation	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Other
2011	0.40	0.7	5.0-6.0			0.30			0.2-0.6 Bi, 0.2-0.6 Pb
2014	0.50-1.2	0.7	3.9-5.0	0.40-1.2	0.20-0.8	0.25	0.10	0.15	0.2Zr + Ti
2017	0.2-0.8	0.7	3.5-4.5	0.4-1.0	0.4-0.8	0.25	0.10	0.15	0.2Zr + Ti
2618	0.10-0.25	0.9-1.3	1.9-2.7		1.3-1.8	0.10		0.04-0.10	0.9-1.2 Ni
2219	0.20	0.30	5.8-6.8	0.20-0.40	0.02	0.10		0.02-0.10	0.05-0.15V, 0.10-0.25Zr
2021	0.20	0.30	5.8-6.8	0.20-0.40	0.02	0.10		0.02-0.10	0.10-0.25Zr, 0.05-0.20Cd
2024	0.50	0.50	3.8-4.9	0.30-0.9	1.2-1.8	0.25	0.10	0.15	0.20Zr + Ti
2124	0.20	0.30	3.8-4.0	0.30-0.9	1.2-1.8	0.25	0.10	0.15	0.20Zr + Ti
2025	0.50-1.2	1.0	3.9-5.0	0.40-1.2	0.05	0.25	0.10	0.15	
2036	0.50	0.50	2.2-3.0	0.10-0.40	0.30-0.6	0.25	0.10	0.15	
2048	0.15	0.20	2.8-3.8	0.20-0.6	1.2-1.8	0.25		0.10	
2020	0.40	0.40	4.0-5.0	0.30-0.8	0.03	0.25		0.10	0.9-1.7Li, 0.10-0.25Cd
6063	0.20-0.6	0.35	0.10	0.10	0.45-0.9	0.10	0.10	0.10	
6463	0.20-0.6	0.15	0.20	0.05	0.45-0.9	0.05			
6061	0.40-0.8	0.7	0.15-0.40	0.15	0.8-1.2	0.25	0.04-0.35	0.15	
6151	0.6-1.2	1.0	0.35	0.20	0.45-0.8	0.25	0.15-0.35	0.15	
6351	0.7-1.3	0.50	0.10	0.40-0.8	0.40-0.8	0.20		0.20	
6262	0.40-0.8	0.7	0.15-0.40	0.15	0.8-1.2	0.25	0.04-0.14	0.15	0.40-0.7Bi, 0.40-0.7Pb
6009	0.6-1.6	0.50	0.15-0.6	0.2-0.8	0.40-0.8	0.25	0.10	0.10	
6010	0.8-1.2	0.50	0.15-0.6	0.2-0.8	0.6-1.0	0.25	0.10	0.10	
6017	0.55-0.7	0.15-0.30	0.05-0.20	0.10	0.45-0.60	0.05	0.10	0.05	

IADS designation	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Other
7001	0.35	0.040	1.6-2.6	0.20	2.6-3.4	6.8-8.0	0.18-0.35	0.20	
7004	0.25	0.35	0.05	0.20-0.7	1.0-2.0	3.8-4.6	0.05	0.05	0.10-0.20Zr
7005	0.35	0.40	0.10	0.20-0.7	1.0-1.8	4.0-5.0	0.06-0.20	0.01-0.06	0.08-0.20Zr
7008	0.20	0.20	0.6-1.3	0.10	2.1-2.9	5.5-6.5	0.10-0.25	0.20	0.25-0.40Ag
7010	0.10	0.15	1.5-2.0	0.30	2.2-2.7	5.7-6.7	0.05		0.11-0.17Zr
7016	0.10	0.12	0.45-1.0	0.03	0.8-1.4	4.0-5.0	—	0.03	
7017	0.35	0.45	0.20	0.05-0.50	2.0-3.0	4.0-5.2	0.35	0.15	0.10-0.25Zr, 0.15min Mn + Cr
7039	0.30	0.40	0.10	0.10-0.40	2.3-3.3	3.5-4.5	0.15-0.25	0.10	
7049	0.25	0.35	1.2-1.9	0.20	2.0-2.9	7.2-8.2	0.10-0.22	0.10	
7050	0.12	0.15	2.0-2.6	0.10	1.9-2.6	5.7-6.7	0.04	0.06	0.08-0.15Zr
7075	0.40	0.50	1.2-2.0	0.30	2.1-2.9	5.1-6.1	0.18-0.28	0.20	0.25Zr + Ti
7475	0.10	0.12	1.2-1.9	0.06	1.9-2.6	5.2-6.2	0.18-0.25	0.06	
7178	0.40	0.50	1.6-2.4	0.30	2.4-3.1	6.3-7.3	0.18-0.35	0.20	
7079	0.30	0.40	0.40-0.8	0.10-0.30	2.9-3.7	3.8-4.8	0.10-0.25	0.10	
7090†	0.12	0.15	0.6-1.3	—	2.0-3.0	7.3-8.7	—	—	1.0-1.9Co, 0.20-0.500
7091†	0.12	0.15	1.1-1.8	—	2.0-3.0	5.8-7.1	—	—	0.20-0.6Co, 0.20-0.500

Compositions are in % maximum by weight unless shown as a range or a minimum
† Alloys prepared by powder metallurgy techniques

Tabla 1.- Composición de Algunas Aleaciones de Aluminio de Forja Tratables Térmicamente. (Polmear ^u).

(Continuación).

IADS designation	Temper	0.2% proof stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (% in 50 mm)	Typical applications
2011	T6	295	390	17	Screw machine parts
2014	T6	410	480	13	Aircraft structures
2017	T4	275	425	22	Screw machine fittings
2618	T61	330	435	10	Aircraft parts and structures for use at elevated temperatures 2219 is weldable
2219	T62	290	415	10	
	T87	395	475	10	
2024	T4	325	470	20	Aircraft structures and sheet. Truck wheels
	T6	395	475	10	
	T8	450	480	6	
2124	T8	440	490	8	Aircraft structures
2025	T6	255	400	19	Forgings, aircraft propellers
2036	T4	195	340	24	Automotive body panels
2048	T85	440	480	10	Aircraft structures
2020	T6	530	580	7	Aircraft structures
6063	T6	215	240	12	Architectural extrusions, pipes
6061	T6	275	310	12	Welded structures
8151	T6	295	330	17	Medium-strength forgings
7001	T6	625	675	9	High-strength aircraft structures
7004	T8	340	400	12	Medium-strength welded structures
7005	T53	345	395	15	
7008	T8	470	535	12	
7010	T8	485	545	12	Aircraft structures
7039	T61	345	415	13	
7049	T73	470	530	11	Medium-strength welded structures
7050	T736	510	550	11	
7075	T6	500	570	11	High-strength aircraft structures including extrusions, forgings and sheet
	T73	430	500	13	
	T78	470	540	12	
7475	T651	560	590	12	
7178	T6	540	610	10	
7079	T6	470	540	14	Aircraft parts
70901	T7E71	580	620	9	
70911	T7E69	545	590	11	

† Alloys prepared by powder metallurgy techniques

Tabla 2.- *Típicas Propiedades Mecánicas y Principales Aplicaciones de Algunas Aleaciones de Aluminio de Forja Tratables Térmicamente. (Polmeal[®]).*

Ultimamente se ha elevado el contenido de cobre hasta el 8%, consiguiendo un excelente comportamiento en las primeras etapas de moldeo de los lingotes ³⁶⁻³⁸⁾ y en la maquinabilidad ³⁹⁻⁴⁰⁾. El único inconveniente sigue siendo la disminución de la resistencia a la corrosión, aunque esto se puede mejorar mediante tratamientos superficiales ^{1, 42-49, 64-71)}.

Las aleaciones de la serie 2xxx están clasificadas, para sus aplicaciones (estructuras para aeronáutica, paneles y ruedas para automoción, piezas roscadas), entre las de media y alta resistencia mecánica ^{1-11, 14-17, 50-54)}, pudiendo algunas de ellas llegar a más de 500 MPa de resistencia a la tracción.

Las aleaciones de la serie 6xxx, en cuanto a sus aplicaciones (perfiles y estructuras soldadas para arquitectura, forjados de media resistencia, etc.), se clasifican como de media resistencia; siendo el compuesto endurecedor en los tratamientos térmicos de envejecimiento el Mg₂Si. La ventaja fundamental de estas aleaciones de forja, además de su resistencia mecánica intermedia, es su excelente resistencia a la corrosión y el ser embellecibles por anodizado ^{1-3, 6, 9, 12, 21-35, 42-49, 52, 53, 64-67)}.

La serie 7xxx compone el grupo de aleaciones de forja más competitivo en cuanto a prestaciones mecánicas (estructuras de alta resistencia para aeronáutica, estructuras soldadas, forjados, etc.), alcanzándose en alguna de ellas los 700 MPa de resistencia a la tracción ^{1-3, 8-16, 51-53, 58)}. Se basan en el sistema

aleado Al-Zn-Mg y, en alguna de ellas, las que alcanzan mayor resistencia, el cobre es otro de los elementos de aleación (Al-Zn-Mg-Cu). De ésta forma, se puede endurecer la matriz por la acción de dos compuestos intermetálicos independientes: el Mg_2Zn en el sistema Al-Zn-Mg y el conocido Al₂Cu del sistema Al-Cu ^{1, 2, 20-25}).

El compuesto Mg_2Zn es autotemplante, lo que da a estas aleaciones una característica muy importante, ya que vuelven a templar después de un ciclo de calentamiento. Aún así las mayores resistencias de la serie se consiguen en los sistemas cuaternarios Al-Zn-Mg-Cu, envejeciendo después de deformar plásticamente por un proceso duplex ^{1, 2, 24-27, 29}. Calentando en dos etapas para conseguir el mayor número de núcleos y el tamaño adecuado para la máxima resistencia.

	Alloy	Zn (%)	Mg (%)	Zn + Mg (%)	Zn/Mg ratio
Medium-strength weldable Al-Zn-Mg alloys	7104	4.0	0.7	4.7	5.7
	7008	5.0	1.0	6.0	5.0
	7011	4.7	1.3	6.0	3.7
	7020	4.3	1.2	5.5	3.6
	7005	4.5	1.4	5.9	3.2
	7004	4.2	1.5	5.7	2.8
	7051	3.5	2.1	5.6	1.7
Higher strength weldable Al-Zn-Mg alloys	7003	5.8	0.8	6.6	7.2
	7046	7.1	1.3	8.4	5.5
	7039	4.0	2.8	6.8	1.4
	V82*	3.3	4.3	7.6	0.77
High-strength Al-Zn-Mg-Cu alloys	7049	7.7	2.5	10.2	3.1
	7050	6.2	2.3	8.5	2.7
	7010	6.2	2.5	8.7	2.5
	7475	5.7	2.3	8.0	2.5
	7001	7.4	3.0	10.4	2.5
	7075	5.6	2.5	8.1	2.2
	7079	4.3	3.3	7.6	1.3

*Soviet Union alloy.

Tabla 3.- Contenidos y Relaciones de Zinc y Magnesio para Algunas Aleaciones de Al-Zn-Mg y Al-Zn-Mg-Cu. Serie 7xxx. (Polmeer¹¹).

No es rara actualmente la adición, a alguna de las aleaciones descritas, de porcentajes de litio entre el 1 y el 3% y porcentajes de plata entre 0.25 y 0.4%, con el objetivo de conseguir aumentos considerables de la resistencia a la tracción. En las aleaciones conteniendo litio, el compuesto Al_3Li , conjuntamente con el Al_2Cu , es el responsable del endurecimiento, al precipitar de forma coherente con la matriz. Esta precipitación del Al_3Li es independiente de la secuencia normal de precipitación en los sistemas Al-Cu ^{1, 8, 12, 16-18, 60-63}.

La resistencia a la corrosión en las aleaciones de la serie 7xxx para el sistema Al-Zn-Mg es excelente, mientras que se reduce para el Al-Zn-Mg-Cu debido a la presencia del cobre; éstas últimas son las de mayor resistencia mecánica, aunque las de peor soldabilidad ^{1, 8, 10-12, 15, 24, 25, 64-67, 70, 106, 126-128}.

El empleo de estas aleaciones está justificado en la construcción, en sus más diversas modalidades, por su excelente relación densidad/resistencia/precio; lo que las hace idóneas en industrias tanto tradicionales como en aquellas que emplean tecnologías muy avanzadas ^{15, 18-20, 50, 54-58}.

Respecto al soldeo de estas aleaciones, es necesario dejar constancia de que las precauciones que hay que tomar a la hora de soldar son muchas más que con otros metales o aleaciones ^{18, 59, 71-128}.

El comportamiento de las distintas aleaciones de aluminio frente a la soldadura varía entre muy amplios márgenes. Depende de varios factores que van desde la composición química hasta el tipo de tratamiento de envejecimiento al que se las ha sometido. Si las aleaciones de la serie 2xxx (Al-Cu) se comportan mal frente a esta tecnología, las de la serie 6xxx (Al-Mg-Si) lo hacen de forma excelente, y en las de la serie 7xxx (Al-Zn-Mg) su comportamiento oscila entre excelente y aceptable. En algunas aleaciones de la serie 7xxx la aptitud frente a la soldadura puede llegar a ser mala, sobre todo en aquellas que contienen cobre (Al-Zn-Mg-Cu). Ya es interesante, de por sí, encontrar, para la construcción, aleaciones de esta serie con una aptitud aceptable frente a la soldadura. Lo que parece evidente, por el momento, es que las de mayor resistencia son las de peor comportamiento ^{13, 6, 11, 12, 14, 46, 60, 71-79, 123, 124}.

Para la presente investigación se han seleccionado dos aleaciones de aluminio de forja de dos de las series descritas -en las que se consiguen las mayores resistencias-:

- Aleación 2014 T6
- Aleación 7015 F
- Aleación 7015 T73

La elección se ha hecho con vista a contribuir al mejor conocimiento del comportamiento de las aleaciones de estas series frente a la soldadura. No es fácil definir un criterio para analizar la mejor o peor aptitud de estas aleaciones frente a esta tecnología de unión. Son muchos los parámetros

que influyen y es posible conseguir una buena aptitud frente al soldeo en aquellas aleaciones en que ésta se ha definido como mala. En muchos casos basta con prever cual será su comportamiento frente al ciclo térmico de soldadura para que, con ciertas precauciones y actuaciones, antes y después, se puedan paliar los inconvenientes presentados. También en esa dirección va la presente investigación.

Es evidente el interés tecnológico de estas aleaciones y también la necesidad de soldarlas. Por tanto es preciso buscar modelos de comportamiento mecánico con el fin de prever y soslayar los problemas surgidos.

Son muy dispares las técnicas de experimentación empleadas para comprobar las características mecánicas de las uniones, así como los modelos para explicar el comportamiento reseñado.

Los ensayos normalmente empleados para el estudio de las propiedades mecánicas son los ensayos de tracción, doblado, impacto, etc. ⁽²⁹⁻¹⁴⁴⁾. Para detallar el comportamiento zonal, se han empleado técnicas muy complejas como la extensimetría eléctrica (Fig.2) ^(33, 145-148). Los modelos propuestos resultan complejos, muy costosos de realizar y, sobre todo, poco claros.

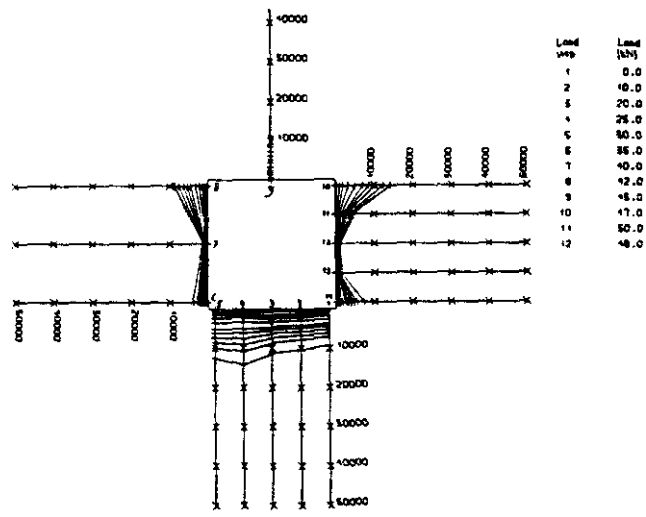
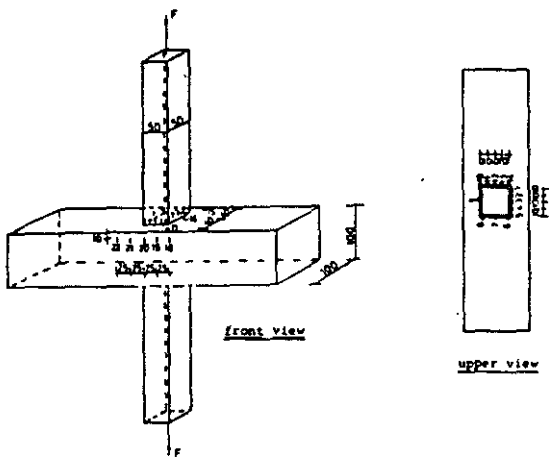


Figura 2 .- Ejemplo del Empleo de la Extensometría en un Ensayo de Tracción para una Probeta Soldada en X. a) Vistas Frontal y Superior de la Probeta. b) Situación de los Extensómetros. (Soetens ¹²⁰).

En la presente investigación además de realizar un trabajo clásico de exploración mecánica, se ha tratado de adaptar el método optoelectrónico del ICT, diseñado para materiales homogéneos y heterogéneos pero continuos en cuanto a la estructura ¹⁴⁹⁻¹⁶³. En nuestro caso el reto ha sido hacerlo compatible a materiales discontinuos como son las uniones soldadas.

El método optoelectrónico, desarrollado y patentado por un equipo de investigadores del Fraunhofer Institut für Chemische Technologie (ICT), ha sido empleado hasta ahora como un método no destructivo para el seguimiento y medida de las deformaciones locales ocurridas en probetas sometidas a ensayos de tracción y de fluencia. El método viene utilizándose con éxito en el estudio de materiales compuestos como polímeros, composites, propelentes sólidos, explosivos, etc..

La idea principal en el desarrollo del método fue simplificar el montaje experimental evitando complicados sistemas para la toma de datos, a la vez que conseguir la medida de las deformaciones, tanto transversales como longitudinales, en una sola operación. El método permite, además, el seguimiento de la distribución de las deformaciones durante el ensayo y su posterior visualización en el monitor de un ordenador.

En materiales viscoelásticos, para los que el método fue en principio desarrollado, no es posible el empleo de

extensómetros durante un ensayo de tracción, debido a los fenómenos de mellado y fluencia del material causados por el acoplamiento mecánico de dicho medidores. Además, el empleo de extensómetros presupone una distribución constante de las deformaciones lo cual, como ya se ha discutido, no resulta totalmente correcto en materiales discontinuos, y mucho menos una vez sobrepasado el campo elástico.

La medida de la deformación transversal se realiza, habitualmente, mediante dilatometría de gases. Este método no resulta apropiado cuando se desea realizar varias series de ensayos debido al consumo de tiempo y dinero. Tampoco es posible el empleo de dilatometría de gases dentro de cámaras climáticas, ni cuando se tienen altas velocidades de deformación.

Con éste sistema es posible medir, simultáneamente, la tensión, el alargamiento longitudinal y la deformación transversal en un ensayo de tracción uniaxial. Esto permite obtener una distribución de deformaciones a lo largo de toda la probeta.

Si bien la aplicación más habitual del método es en el ensayo de tracción convencional, también se ha empleado en ensayos de fluencia, en medidas de cambios de volumen debidos a variaciones del entorno -humedad, temperatura, etc.- y en medidas de la elasticidad de gomas sometidas a ciclos de tracción/compresión.

La medida de la fuerza y la distribución de los alargamientos longitudinales, combinada con la medida de las deformaciones transversales permite, además del seguimiento del ensayo de tracción, el cálculo de una serie de parámetros como son el módulo de Young y la relación de Poisson, que nos dan una idea de la elasticidad del material estudiado.

En nuestro caso, por tanto, el método optoelectrónico parece ideal para el estudio de las deformaciones locales en un material soldado ya que, a parte de la heterogeneidad propia de una aleación, se une la discontinuidad que supone una soldadura.

Ya se ha comentado anteriormente la sencillez del método, que comienza en la simple preparación de las probetas. Éstas pueden tener cualquier geometría y adaptarse a cualquiera de las normas existentes. La superficie de las mismas se cubre con una malla de franjas reflectantes, paralelas axiales al eje de la probeta, sobre un fondo no reflectante. El ancho de las líneas es de 1 mm y se encuentran separadas entre sí otro mm. Experiencias realizadas han demostrado que el mayor contraste se obtiene utilizando franjas blancas sobre fondo negro.

La superficie no reflectante se obtiene aplicando una laca negra mate, adherente y de una elasticidad similar al material de la probeta. En el caso de algunos materiales

viscoelásticos (PVC, gomas), es la propia superficie de la probeta la que ya presenta esa no reflectividad exigida.

Para el trazado de la serie de franjas reflectantes, se emplean tres métodos distintos. El primero de ellos consiste en pintar las líneas por serigrafía utilizando una rejilla de seda. El segundo empleado es la impresión, sobre la superficie de la probeta, de las franjas mediante una máquina tamponadora. El último sistema se basa en la vaporización y posterior deposición de aluminio a través de una rejilla metálica colocada sobre la probeta (sputtering).

Si bien mediante la técnica de sputtering se obtienen las líneas de mayor reflectividad, es la tamponación la que produce un contorno más definido en el borde de cada línea, lo cual redunda en la exactitud de las medidas. Lecturas sobre probetas no sometidas a tensión y observaciones al microscopio han comprobado este hecho.

Una vez terminada la preparación de la probeta se está en condiciones de realizar el ensayo de tracción, empleando una máquina convencional con sus usuales accesorios (mordazas, etc).

La medida de las deformaciones longitudinales se realiza mediante el equipo descrito en la figura 3. El rayo de un pequeño Láser de He-Ne es dirigido centralmente hacia un espejo rotatorio cuyo eje de rotación se encuentra en el plano focal

de una lente cilíndrica. El rayo obtenido barre la superficie de la probeta que se halla cubierta por las mencionadas franjas reflectantes. La luz reflejada es recogida por un fotodiodo y convertida en señal eléctrica cuyos impulsos aislados se recogen temporalmente mediante un Multi-Stop-Counter y se graban en una memoria RAM. Después del ensayo un microprocesador accede a la RAM y los datos son transmitidos a un ordenador.

La frecuencia y número de impulsos es proporcional a la separación entre las franjas.

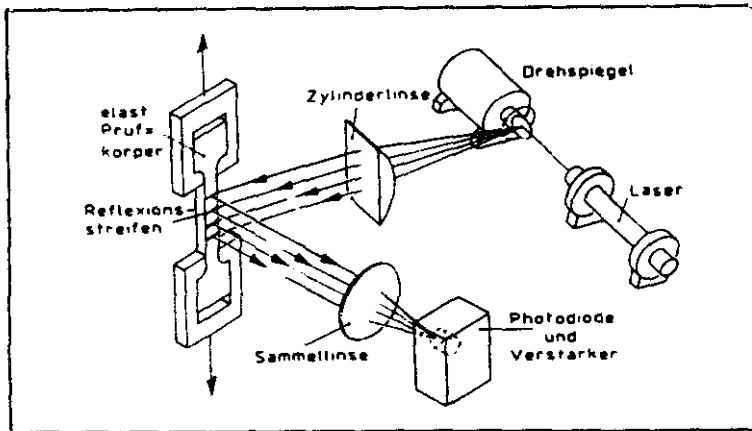


Figura 3.- Esquema del Sistema de Medida de la Deformación Longitudinal. (Eisenreich ¹²⁶⁻¹²⁸).

El esquema del equipo empleado para la medida de la deformación transversal se muestra en la figura 4. Dos rayos de luz, paralelos y de distribución de intensidad uniforme, caen sobre las ranuras formadas por los bordes de la probeta y una cuña de calibrado situada a ambos lados de la misma. La intensidad de la luz que atraviesa la apertura es recogida por un fotodiodo. Cualquier cambio en el ancho de la apertura, bien producido por un movimiento en la cuña de calibrado o por una variación en la sección de la probeta, conduce a un cambio en la intensidad de la luz registrada por el fotodiodo. Estas diferencias de intensidad son transformadas en impulsos eléctricos y recogidos por el Multi-Stop-Counter para ser, posteriormente, enviados al ordenador junto con los datos de deformaciones longitudinales.

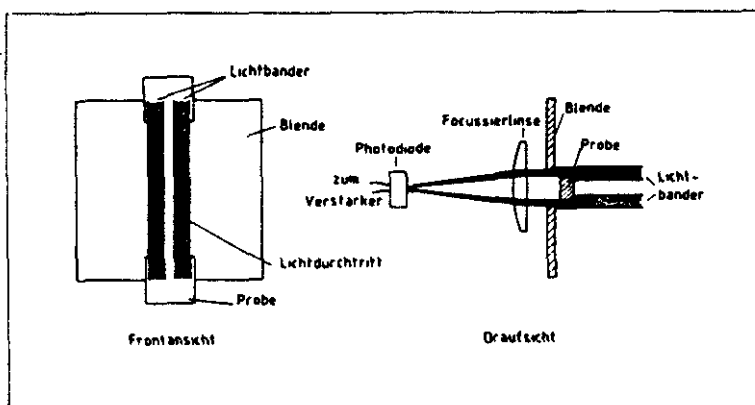


Figura 4.- Esquema del Sistema de Medida de la Deformación Transversal. (Eisenreich 1961-1962).

La evaluación gráfica y numérica se realiza mediante dicho ordenador, empleando un programa desarrollado y patentado especialmente al efecto ¹⁵⁴⁻¹⁶⁰. El sistema permite el registro de la distribución local y temporal de la deformación, incluso a altas velocidades de carga en la máquina de tracción.

Con los datos almacenados en la memoria del ordenador, el programa permite representar y relacionar entre sí las principales magnitudes implicadas en un ensayo de tracción, como son, la tensión, la deformación longitudinal, el módulo de Young, la relación de Poisson, la deformación transversal y el tiempo de ensayo (número de barridos del láser). Ejemplos de estas representaciones se dan en las figuras 5 a 26 para un ensayo de tracción realizado con una probeta de PVC, a una velocidad de ensayo de 50 mm/mín, utilizando un código de 16 franjas. Las figuras 27 y 28 sirven de complemento a la información obtenida.

El programa permite realizar, para cada representación gráfica, un estudio zonal a lo largo de toda la probeta. Esto resulta de utilidad para centrarse en una zona determinada (por ejemplo, la zona de rotura), o bien para realizar un seguimiento comparativo de las diferentes zonas presentes, como es el caso de una unión soldada.

Otra de las posibles aplicaciones del método es el seguimiento de los ciclos de histéresis registrados para una probeta sometida a ensayos de fatiga mecánica.

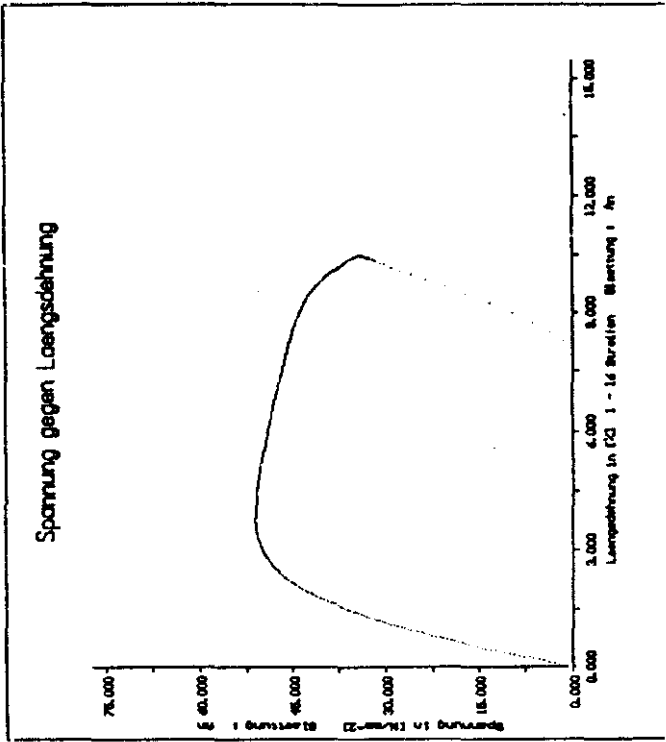


Figura 5.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal para una Probeta de PVC.
Franjas 1 - 16. Método Optoelectrónico.

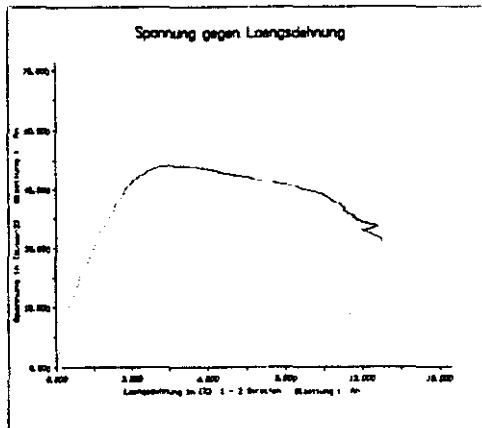


Figura 6.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal para una Probeta de PVC. Franjas 1 - 2. Método Optoelectrónico.

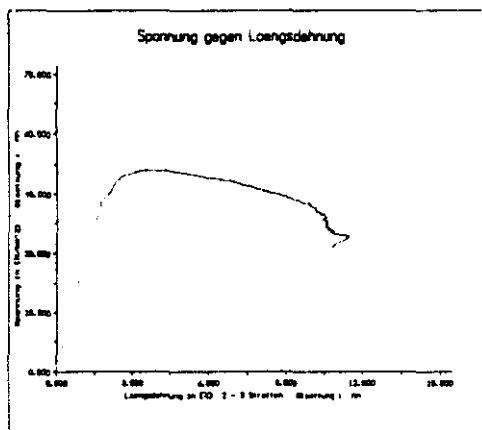


Figura 7.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal para una Probeta de PVC. Franjas 2 - 3. Método Optoelectrónico.

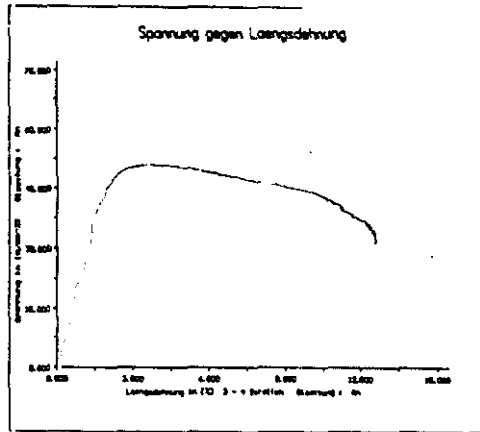


Figura 8.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal para una Probeta de PVC. Franjas 3 - 4. Método Optoelectrónico.

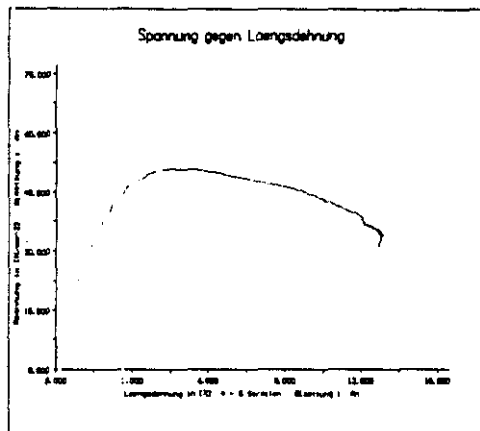


Figura 9.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal para una Probeta de PVC. Franjas 4 - 5. Método Optoelectrónico.

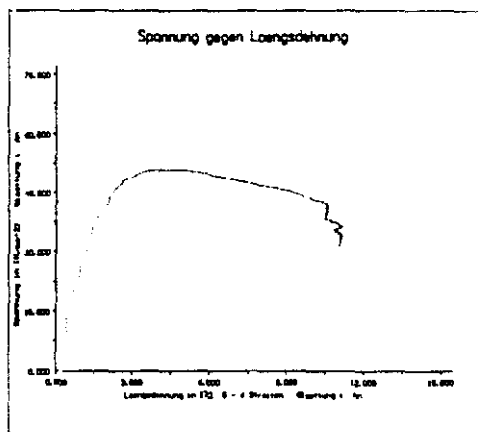


Figura 10.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal para una Probeta de PVC. Franjas 5 - 6. Método Optoelectrónico.

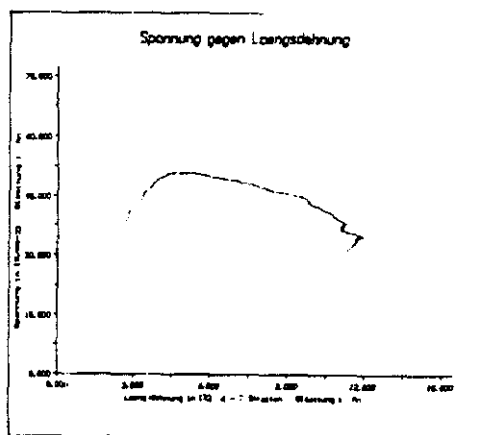


Figura 11.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal para una Probeta de PVC. Franjas 6 - 7. Método Optoelectrónico.

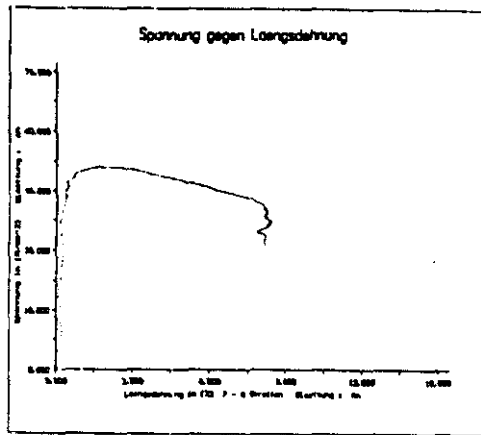


Figura 12.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal para una Probeta de PVC. Franjas 7 - 8. Método Optoelectrónico.

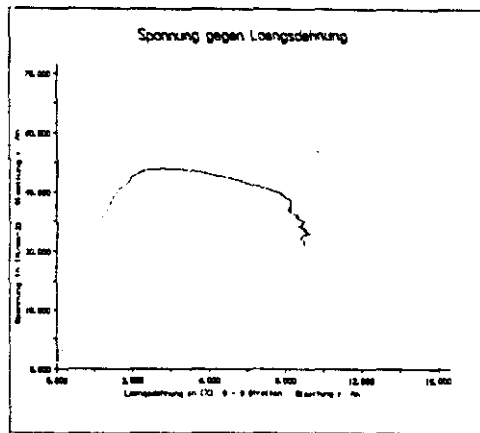


Figura 13.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal para una Probeta de PVC. Franjas 8 - 9. Método Optoelectrónico.

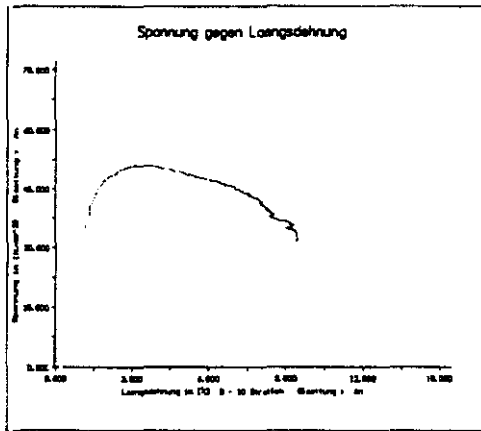


Figura 14.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal para una Probeta de PVC. Franjas 9 - 10. Método Optoelectrónico.

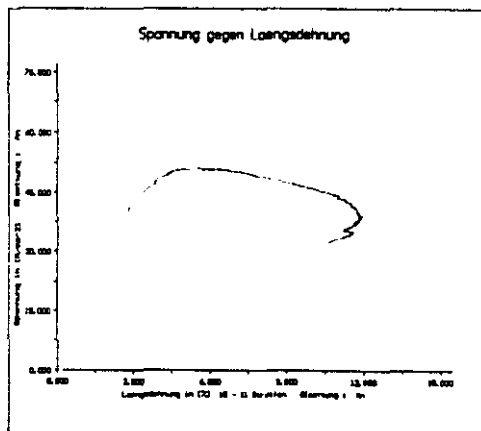


Figura 15.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal para una Probeta de PVC. Franjas 10 - 11. Método Optoelectrónico.

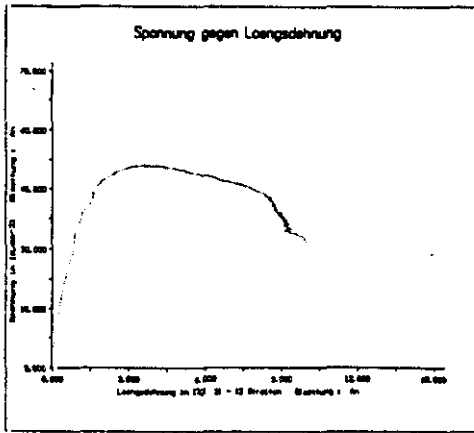


Figura 16.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal para una Probeta de PVC. Franjas 11 - 12. Método Optoelectrónico.

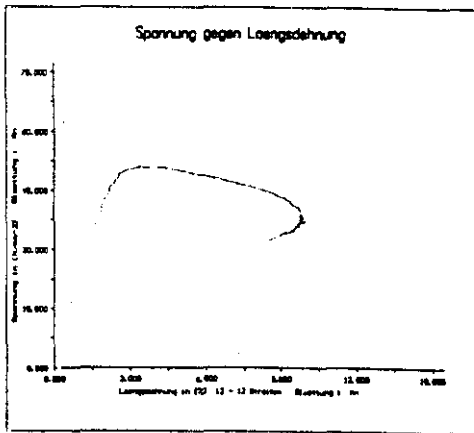


Figura 17.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal para una Probeta de PVC. Franjas 12 - 13. Método Optoelectrónico.

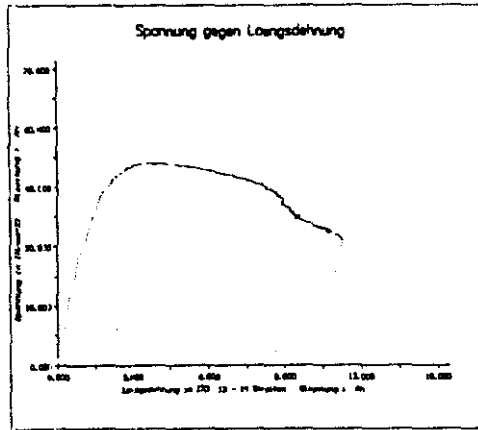


Figura 18.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal para una Probeta de PVC. Franjas 13 - 14. Método Optoelectrónico.

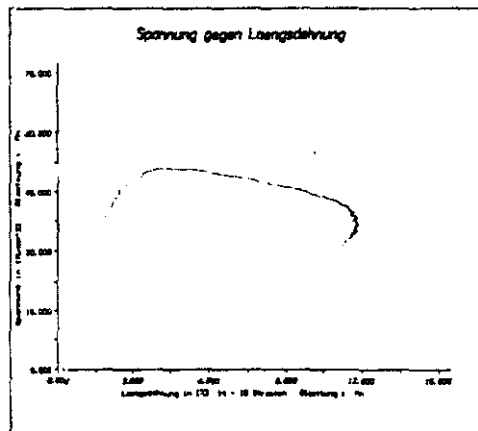


Figura 19.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal para una Probeta de PVC. Franjas 14 - 15. Método Optoelectrónico.

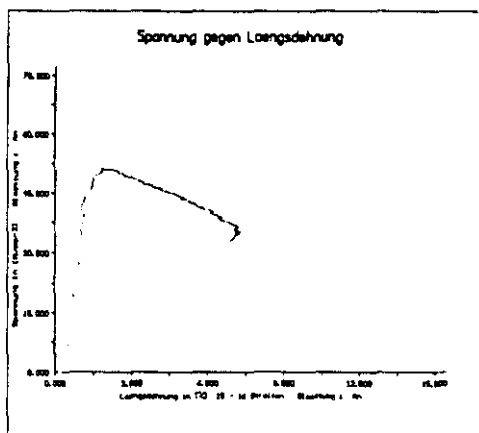


Figura 20.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal para una Probeta de PVC. Franjas 15 - 16. Método Optoelectrónico.

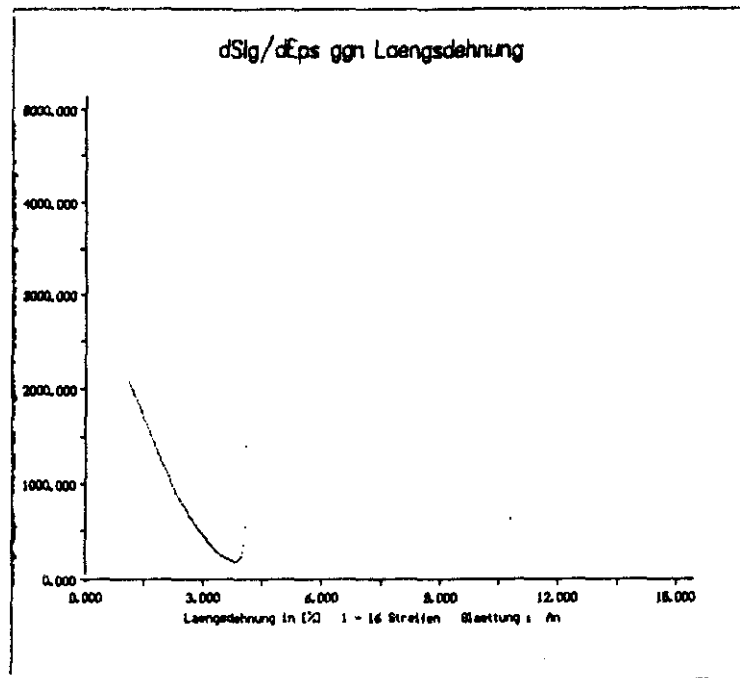


Figura 21.- da / de en Función de la Deformación Longitudinal para una Probeta de PVC.

Franjas 1 - 16. Método Optoelectrónico.

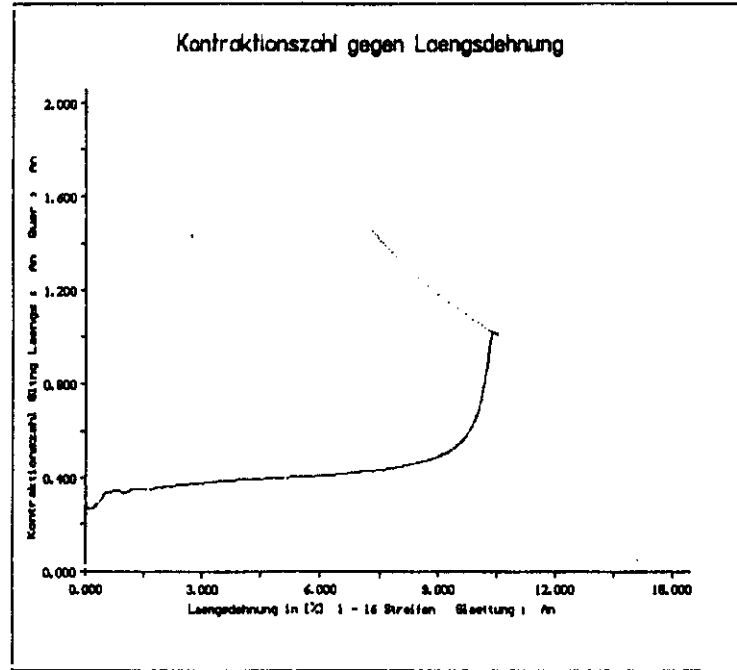


Figura 22.- Relación de Contracción en Función de la Deformación Longitudinal para una Probeta de PVC.

Franjas 1 - 16. Método Optoelectrónico.

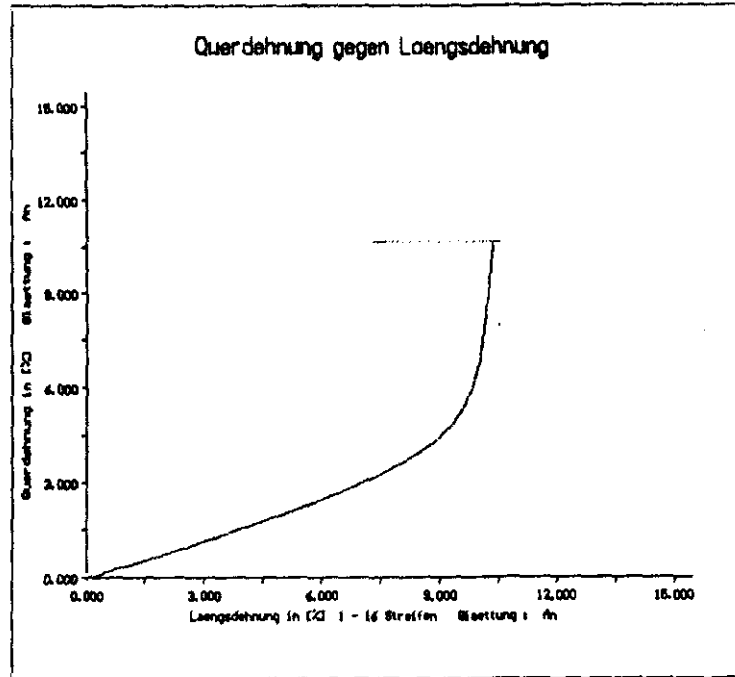


Figura 23.- Deformación Transversal en Función de la Deformación Longitudinal para una Probeta de PVC.

Franjas 1 - 16. Método Optoelectrónico.

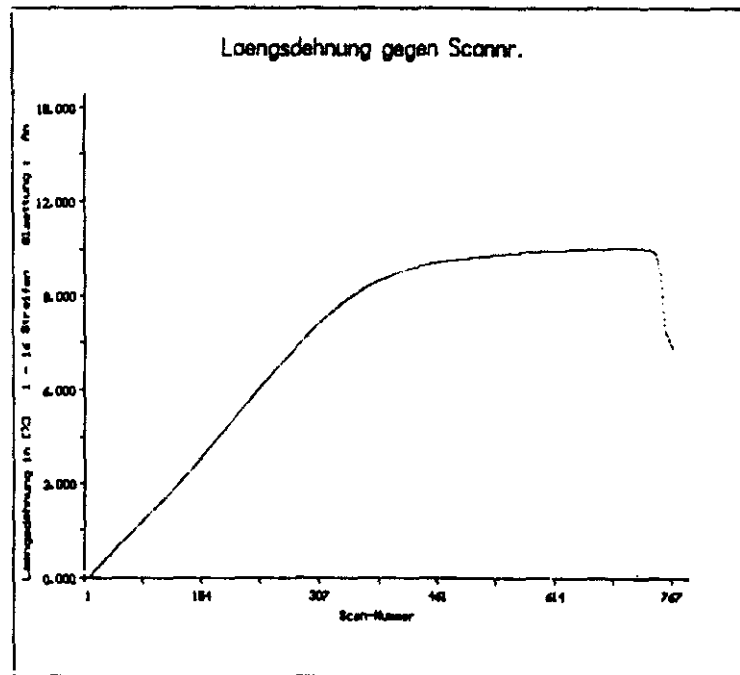


Figura 24.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scans) para una Probeta de PVC.

Franjas 1 - 16. Método Optoelectrónico.

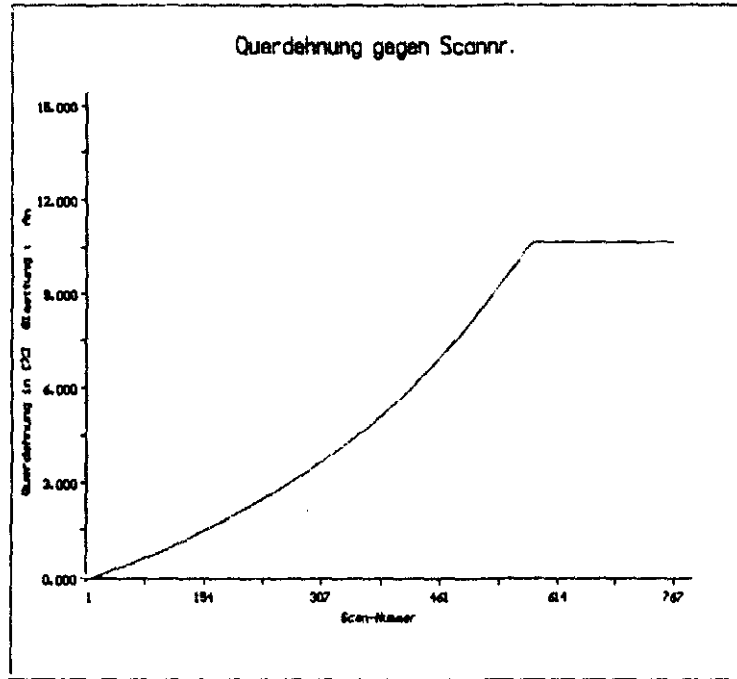


Figura 25.- Deformación Transversal en Función del Tiempo (Número de Scans) para una Probeta de PVC.

Método Optoelectrónico.

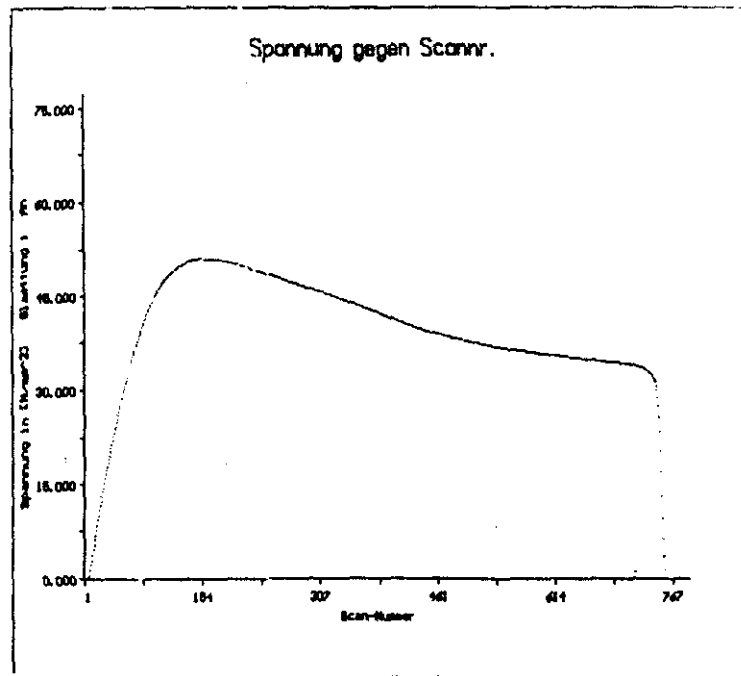


Figura 26.- Tensión en Función del Tiempo (Número de Scanns) para una Probeta de PVC.
Método Optoelectrónico.

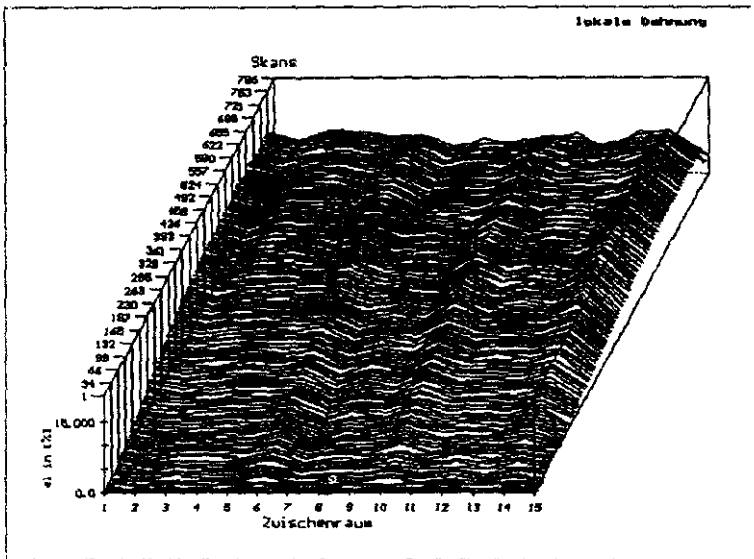


Figura 27.- Deformación Longitudinal Local en Función del Tiempo (Número de Scans) para una probeta de PVC. Método Optoelectrónico.

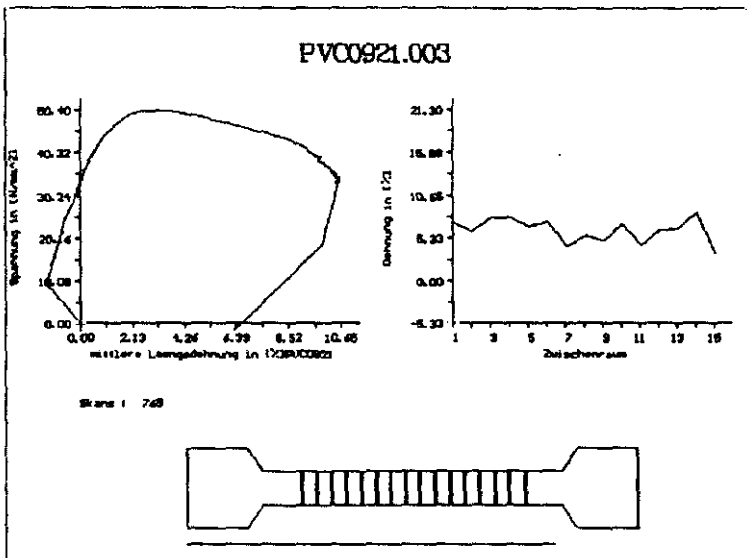


Figura 28.- Estado Final del Proceso de Visualización del Ensayo de Tracción para una Probeta de PVC. Método Optoelectrónico.

III.- TECNICAS EXPERIMENTALES

III.1.- ALEACIONES

III.- TECNICAS EXPERIMENTALES.

III.1.- ALEACIONES

Para el presente trabajo se han seleccionado aleaciones representativas, desde nuestro punto de vista, de las aleaciones de aluminio de forja tratables térmicamente comentadas anteriormente. La nomenclatura de dichas aleaciones se ciñe al código del International Alloy Designation System (IADS) ¹⁻⁷.

El IADS da a cada aleación de aluminio un número de cuatro cifras, en el cual, el primer dígito se asigna en base al mayoritario de los elementos aleantes (Fig.1). De esta forma, y dentro de las aleaciones de forja objeto de la presente investigación, la serie 2xxx se corresponde con el cobre como el elemento aleante mayoritario, la serie 6xxx con el magnesio y silicio y la serie 7xxxx con el zinc y el magnesio.

Los dígitos tercero y cuarto tienen sentido en la serie 1xxxx (aluminio puro) ya que representan el mínimo de pureza. En cambio, en el resto de las series éstos números no son más que un número de serie que denota la diferencia entre las distintas aleaciones. De esta forma, las aleaciones 2017, 2018 y 2019 a pesar de ser numéricamente correlativas son totalmente diferentes.

El segundo dígito indica una ligera variación en la composición química como ocurre, por ejemplo, entre las aleaciones 7075 y 7475.

El sistema IADS dispone, además, de una nomenclatura especial para especificar los diferentes tratamientos térmicos que se pueden dar a una determinada aleación. Consiste en una serie de letras y dígitos que se añaden como sufijos al número de la aleación.

El sistema considera, por una parte, las aleaciones no tratables y las endurecibles por deformación y, por otra, las aleaciones tratables térmicamente. Las líneas esenciales de ésta nomenclatura se encuentran en la Figura 1, debiendo recurrirse, además, a las especificaciones del fabricante, sobre todo cuando se emplean varios dígitos en la designación.

Las aleaciones suministradas como fabricadas y las suministradas en estado de recocido se designan, respectivamente, como F y O.

El endurecimiento por deformación, consecuencia natural de operaciones de trabajado y conformado de éstas aleaciones -particularmente para la serie 1xxx (aluminio puro) y las series no tratables térmicamente, 3xxx (Al-Mn) y 5xxx (Al-Mg), en las cuales el endurecimiento se produce por dispersión y solución sólida-, se designa mediante la letra H. El primer sufijo indica el tratamiento

secundario: 1 es sólo trabajado en frío, 2 es trabajado en frío y recocido parcial y 3 es trabajado en frío y estabilizado. El segundo dígito representa el endurecimiento residual, de forma que, por ejemplo, el trabajado en frío severo y en la condición de totalmente duro se designa como H18, lo que equivale a aproximadamente un 75% de reducción respecto a la sección original.

Las series H16, H14 y H12 se obtienen mediante menores grados de trabajado en frío y son comúnmente conocidas como tres-cuartos-duro, un-medio-duro y un-cuarto-duro, respectivamente.

En las aleaciones de la serie H2 el trabajado en frío produce unas propiedades mayores que las requeridas y la resistencia es reducida mediante un recocido parcial.

El tratamiento H3 se aplica únicamente a las aleaciones de Al-Mg ya que éstas tienen tendencia a ablandarse a temperatura ambiente después de un tratamiento de endurecimiento. Esto se puede evitar mediante un tratamiento térmico durante un corto tiempo a elevada temperatura (120°C a 175°C), lo que asegura el completo proceso de suavizado, estabilizando las propiedades mecánicas y mejorando las características conseguidas con el trabajado en frío.

Un sistema absolutamente diferente se emplea para las aleaciones de aluminio tratables térmicamente; los tratamientos distintos al de recocido (O) se designan con la letra T seguida de uno o más dígitos. Estos dígitos indican el tipo de tratamiento sufrido por la aleación de que se trate. Así, por ejemplo, T4 indica un tratamiento de disolución, templado y envejecido natural; T5 refleja un enfriamiento rápido seguido de un procesado a elevada temperatura (por ejemplo extrusión) y un envejecido artificial; T6 denota un tratamiento de disolución, templado y envejecido artificial. El tratamiento T8 designa a los productos trabajados en frío, entre el templado y el envejecido artificial, con el fin de mejorar su resistencia; la cantidad de trabajo en frío se indica con un segundo dígito (T85 significa un 5% de trabajo en frío).

Otras designaciones con dígitos adicionales se emplean para tratamientos en los cuales se eleva la resistencia de los productos forjados, o bien para indicar posibles tratamientos requeridos por la aleación y que deben ser realizados por el cliente.

Más dígitos adicionales indican la forma del producto, ya sea barra, tubo, perfiles, chapa, etc.

En base al interés industrial, a criterios de soldabilidad y disponibilidad del material y a los objetivos fijados en la presente investigación se eligieron dos aleaciones, por una parte representativas de su correspondiente serie y por otra

diferentes entre sí. Una de ellas ampliamente usada y conocida en la industria, la 2014 T6 fabricada por ALCAN; y la otra de reciente desarrollo, la 7015 T73 fabricada por INESPAL. La primera con un típico tratamiento térmico para estas aleaciones -tratamiento de disolución y envejecido artificial-, y la segunda con un tratamiento menos convencional -solubilizado, templado y envejecido natural seguido de un tratamiento duplex calentando en dos etapas-.

El tratamiento T6, sufrido por la aleación 2014 empleada consiste en un tratamiento de solubilización a 502°C durante dos horas, seguido de un envejecido artificial calentando a 160°C durante 18 horas.

El tratamiento T73, recibido por la aleación 7015, sigue la siguiente secuencia: solubilizado a 465°C durante 1 hora, templado en agua fría, envejecido 3 días a temperatura ambiente y el proceso duplex consistente en el calentamiento primero a 110°C durante 8 horas para posteriormente elevar la temperatura a 160° C durante 6 horas.

La aleación 7015 se ha utilizado, también, en el estado F (como fabricada) con el objeto de obtener, mediante el ciclo térmico de soldadura, las distintas estructuras y propiedades resultantes de tratamientos térmicos. Esto permitirá interpretar y entender con más facilidad la influencia de dicho ciclo térmico en la zona afectada por el calor.

Las composiciones químicas porcentuales de ambas aleaciones se encuentran en la tabla 4.

ALEACION	Cu	Zn	Mg	Si	Mn	Fe	Ti	Al
2014	3.82	0.05	0.77	0.79	0.91	0.25	0.03	93.34
7015	0.20	4.83	1.85	0.18	0.32	0.30	----	92.26

Tabla 4.- Composición de las Aleaciones Estudiadas en [%] en Peso.

III.- TECNICAS EXPERIMENTALES

III.2.- UNION SOLDADA (TIG)

III.2.- UNION SOLDADA (TIG)

Una de las razones para el creciente aumento en el uso de las aleaciones ligeras de aluminio en los más variados campos de la industria, aparte de sus peculiares propiedades -como su excelente conductividad, tanto eléctrica como térmica, su baja densidad, su resistencia a la corrosión, y en los últimos tiempos la disponibilidad de aleaciones de alta resistencia mecánica y buena soldabilidad-, ha sido el reciente desarrollo de procedimientos de soldeo relativamente rápidos y sencillos.

Existen varios métodos de soldeo para la unión de aleaciones de aluminio empleando una fuente localizada de calor, bien utilizando el arco eléctrico, plasma, haz de electrones o láser. En los casos antes referidos, la unión de las piezas a soldar es posible gracias a la fusión parcial de la propia aleación o bien del material de aporte.

Independientemente de si la soldadura se realiza con o sin aporte de material, cualquiera que sea el sistema elegido para la unión, este aporte localizado de calor provoca la aparición de diferentes zonas con distintas microestructuras y propiedades mecánicas. Esta discontinuidad en la pieza soldada es la responsable de los posibles fallos del material cuando está sometido a tensiones y esfuerzos requeridos por las condiciones de servicio.

En las aleaciones de aluminio de forja tratables térmicamente este ciclo térmico de soldadura provoca la destrucción parcial de las propiedades mecánicas obtenidas durante los tratamientos térmicos dados.

Otro de los grandes problemas que presenta la soldadura del aluminio y de sus aleaciones es la gran afinidad del metal por el oxígeno. El aluminio reacciona con el oxígeno del aire formando un óxido -alúmina- de alto punto de fusión y gran tenacidad que cubre la superficie del metal. Dicha capa de óxido se vuelve a formar cuando el aluminio se expone a la atmósfera durante el proceso de soldeo, a menos que se use un gas protector. En la soldadura eléctrica, la acción del arco rompe la capa de oxido y el diseño de la antorcha asegura que la corriente de gas inerte proteja el baño de fusión. De esta forma, el área de soldadura se encuentra exenta de aire y se puede evitar la oxidación del aluminio fundido.

También debe tenerse en cuenta la alta conductividad térmica del aluminio que provoca una rápida difusión de calor, del orden de 3 a 5 veces más que en el caso de los aceros. El aluminio suele experimentar una contracción de volumen al solidificar del orden del 6%. Esto trae como consecuencia la aparición de tensiones residuales que pueden ser causa de una excesiva distorsión que, en algunos casos, puede llegar al agrietamiento a menos que se tengan en cuenta una serie de precauciones durante el proceso.

La preparación de bordes en las superficies a soldar y su forma es determinante para evitar futuras distorsiones. También la velocidad de soldeo es un factor determinante; bajas velocidades permiten controlar mejor el proceso de enfriamiento. Se deben usar las mordazas de sujeción apropiadas para mantener la pieza fija mientras se suelda. En el aluminio no se producen cambios de coloración con la temperatura, ni siquiera por encima del punto de fusión, por lo que el soldador debe estar atento a la apariencia líquida del material para saber cuando se produce la fusión.

Parte de estos problemas se evitan empleando la soldadura por arco eléctrico sin aporte de material (Tungsten Inert Gas, TIG). Este tipo de soldadura es eficaz y poco complejo y puede llevarse a cabo rápidamente en varias posiciones. La potencia del arco eléctrico, y más empleando corriente alterna y alta frecuencia -lo que estabiliza el arco-, es suficiente para producir la rotura de la capa de alúmina. El calor generado por el electrodo de wolframio se concentra en un área pequeña, lo que conlleva mayor velocidad de soldeo y menor distorsión en la pieza soldada.

Debido a los problemas propios del soldeo y a que, para la presente investigación, se requería disponer de cordones "sanos" que mostrasen claramente las distintas zonas presentes en una unión soldada, se recurrió a la soldadura TIG; evitando así heterogeneidades químicas, producto de las diferentes composiciones de los materiales de aporte.

Se buscaba la facilidad en la preparación de los cordones soldados dado que el objetivo era el estudio del comportamiento mecánico de la unión y no el estudio de los diferentes métodos de obtenerla. Estos cordones se obtuvieron por soldadura TIG, descargando el arco eléctrico directamente sobre la chapa. El tipo de cordón producido es similar al obtenido a partir de la unión de dos piezas, sin los inconvenientes de la preparación de bordes.

En la preparación de las probetas para esta investigación, se descargó el arco sobre las chapas seleccionadas, empleando una intensidad de corriente de 300 Amperios a 25 Voltios, cebado por una unidad de alta frecuencia. Se utilizó argón como gas protector y un electrodo de wolframio de 3.2 mm. de diámetro; siendo la velocidad de pasada de 30 mm/mín.. El equipo de Soldadura utilizado se muestra en la figura 29.

El cordón de soldadura se realizó axialmente a la dirección de laminado de las chapas.

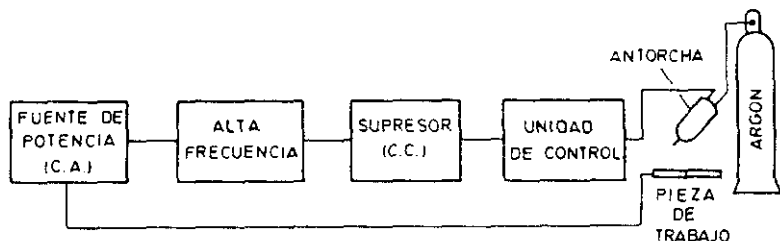


Figura 29.- Esquema del Equipo de Soldadura TIG.

III.- TECNICAS EXPERIMENTALES

III.3.- PREPARACION DE LAS PROBETAS

III.3.- PREPARACION DE LAS PROBETAS

III.3.1.- PROBETAS PARA EL ENSAYO DE TRACCION.

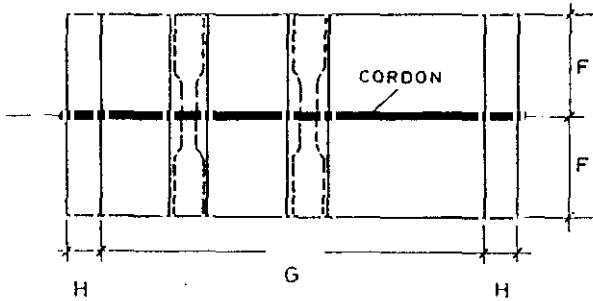
Una vez realizados los cordones de soldadura apropiados para nuestras investigaciones se procedió al mecanizado de las probetas para los ensayos de tracción, siguiendo las especificaciones de la normas DIN 50125 y 50123 ^(33, 143).

Las probetas de tracción se mecanizaron en forma tal que el eje mayor de la probeta fuera paralelo a la dirección de laminado del material y, por tanto, perpendicular al cordón de soldadura (Fig.30). Se han empleado dos tipos de probetas de longitud total 140 y 210 mm. respectivamente.

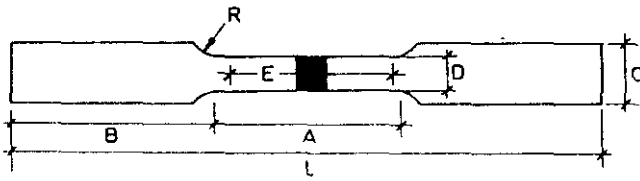
Las chapas fueron rectificadas por ambas caras con el objeto de limpiar la zona del cordón dejando el espesor final en 3 mm. y asegurando que, tanto la zona afectada por el calor como el baño fundido atravesaran la probeta en todo su espesor.

Con el objeto de medir los alargamientos totales y locales de las distintas zonas de la unión soldada, antes y después de los ensayos de tracción, las probetas fueron pulidas y atacadas químicamente con NaOH al 30%.

Parte de las probetas se ensayaron a tracción en una máquina convencional sin más preparación previa.



a)



A	B	C	D	E	L	R
50	30	15	10	40	140	35
80	50	27	20	60	210	35

b)

Figura 30.- Mecanizado de las Probetas para los Ensayos de Tracción.

- a) Obtención de las Mismas a partir de Chapa Soldada.
- b) Esquema y Dimensiones en Milímetros según DIN 50.125.

**III.3.1.1.- PROBETAS PARA EL ENSAYO DE TRACCION EMPLEANDO
EL METODO OPTOELECTRONICO.**

El resto de las probetas se prepararon de forma que pudieran ensayarse a tracción, empleando el método optoelectrónico para el registro de los datos de deformación longitudinal, tanto globales como locales, así como los datos de deformación transversal (extricción).

El pulido y ataque dado a las probetas resulta de utilidad para conocer a que líneas del código de franjas empleado para el método opto-electrónico ⁽¹⁴⁹⁻¹⁶³⁾ corresponde cada zona del cordón de soldadura.

El código de franjas se fijó sobre una de las caras de la probeta, concretamente sobre el lado opuesto al ataque químico.

La superficie se pintó con una laca negra mate, no reflectante, adherente y de una elasticidad similar al material de la probeta. Sobre la pintura negra se tamponó una malla de 16 franjas blancas, reflectantes y paralelas axiales al eje de la probeta. El ancho de las líneas es de 1 mm. y se encuentran separadas entre sí otro mm. Se eligió el sistema de tampón para la impresión de las franjas por ser el que produce un borde de línea más definido, lo cual redunda en la exactitud de las medidas.

Uno de los problemas que surgieron a la hora de adaptar el método optoelectrónico al registro de las deformaciones producidas en un ensayo de tracción en materiales metálicos fue el conseguir una superficie no reflectante sobre la probeta. Dicha superficie debe ser lo suficientemente adherente y continua como para acompañar al material en su alargamiento. Cualquier resquebrajamiento de la superficie durante el ensayo dejará el metal al descubierto con la consiguiente aparición de reflexiones de la luz del laser incidente y, por tanto, de señales erróneas que serían recogidas por el fotodiodo.

No hay que olvidar que lo que realmente está midiendo el método optoelectrónico es el alargamiento de la superficie que cubre a la probeta, lo que implica que la elasticidad de la pintura debe ser absolutamente similar al del material que se está ensayando.

Se probaron varios tipos de lacas y sistemas de pintado, incluso atacando previamente la superficie del metal para conseguir una buena adherencia de la pintura. También llegó a probarse el anodizado químico en negro que, sobre las aleaciones de base aluminio, produce una capa con unas buenas características en cuanto a adherencia y baja reflectividad de la luz.

III.3.2.- PROBETAS PARA EL ENSAYO DE ROLLAND SORIN.

Partiendo de chapa soldada se mecanizaron probetas cilíndricas de 5.64 ± 0.05 mm. de diámetro y 200 mm. de longitud, buscando que la junta soldada atravesara la sección de la probeta (Fig. 34).

Las probetas se atacaron con NaOH al 30% con el fin de diferenciar las distintas zonas de la soldadura.

III.3.3.- PROBETAS PARA EL ENSAYO CHARPY.

Dada la geometría de las probetas empleadas para la medición de la Resiliencia mediante el péndulo Charpy, se hacía necesario disponer de cordones de soldadura realizados sobre chapas de espesor suficiente. Para la obtención de dichos cordones se descargó el arco eléctrico sobre chapas de 12 mm. de espesor.

El no disponer de cordones que atravesaran totalmente la sección de la probeta nos dió la posibilidad de estudiar y comparar entre sí el comportamiento de las diferentes zonas de una soldadura, acercándonos más a una soldadura real, como puede ser una soldadura en V.

El mecanizado de las probetas se realizó siguiendo las especificaciones, en cuanto a dimensiones y forma de trabajo, de las normas DIN 50155 y 50122 ^{141, 142)} y empleando la entalla en V.

Tratando, más de obtener valores relativos del comportamiento de las diferentes zonas de la unión soldada que de obtener valores absolutos comparables con la bibliografía, el mecanizado de las probetas se llevó a cabo situando la entalla en las diferentes zonas de la soldadura. Así se mecanizaron probetas con diferentes localizaciones de la entalla, unas veces en el baño fundido, otras en la ZAC, otras

en el límite BF-ZAC; incluso se situó la entalla sobre el frontal y sobre el perfil de la soldadura.

Posteriormente al mecanizado se realizó un ataque macrográfico sobre las probetas, con el fin de identificar la situación de la entalla.

En la figura 31 se muestran distintas localizaciones de la entalla con respecto al perfil de la unión soldada.

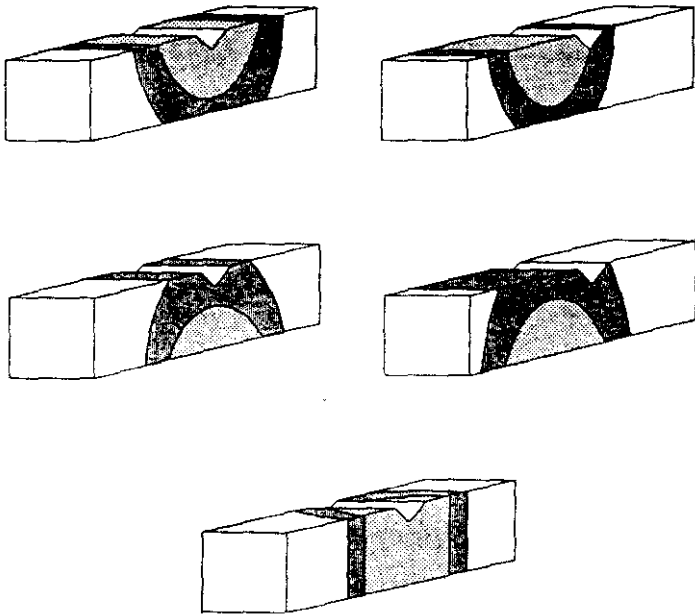


Figura 31.- Probeta Charpy Mostrando Diferentes Localizaciones de la Entalla Respecto al Perfil del Cordón de Soldadura.

III.- TECNICAS EXPERIMENTALES

III.4.- ENSAYO DE TRACCION

III.4.- ENSAYO DE TRACCION

III.4.1.- MEDICION CONVENCIONAL DE LAS PROPIEDADES MECANICAS LOCALES.

Los ensayos de tracción se han realizado bajo la norma DIN 50123 ¹⁴⁾, empleando una máquina de tracción electromecánica Servosis ME-402 de 10000 Kgs. Las velocidades de ensayo variaron entre 0.6 y 0.8 mm./min.

III.4.1.1.- DEFINICION DE LAS DIFERENTES ZONAS

En la discontinuidad que supone la unión soldada se pueden distinguir tres zonas bien diferenciadas, sin contar la heterogeneidad química que supone el empleo de materiales de aporte. En este caso se ha utilizado la soldadura TIG y, por lo tanto, sin esta particularidad.

En primer lugar, una zona central que sufre el proceso de fusión y que denominaremos baño fundido (BF), cuya estructura será consecuencia de una solidificación, más o menos rápida dependiendo de los parámetros del arco y de la velocidad de pasada.

A ambos lados de esta zona central se produce la zona afectada por el calor (ZAC), cuya estructura depende de la

intensidad y duración de ciclo térmico de soldadura. Este calentamiento facilita la difusión provocando la redisolución o precipitación, según el caso, de distintas fases y compuestos en la matriz. Esta zona afectada por el calor puede ser más o menos compleja dependiendo de la naturaleza de la aleación ensayada.

Por último, se encuentra el material base (MB) cuyas propiedades y estructura han permanecido invariables al no verse afectado por el ciclo térmico localizado.

La localización y morfología de estas zonas guarda una cierta simetría con respecto al eje del cordón de soldadura. En la presente investigación, y a efectos de una posible modelización, se desecharon las probetas que no presentaban simetría.

III.4.1.2.- MEDICION DE CARACTERISTICAS LOCALES.

Una vez rectificadas las chapas soldadas se mecanizaron las probetas de tracción y con el objeto de medir los alargamientos totales y locales de las distintas zonas de la junta soldada, antes y después de los ensayos, se pulieron y finalmente se atacaron con una disolución acuosa de NaOH al 30%. El ataque nos permitió revelar la localización de las distintas zonas de la unión soldada.

III.4.1.3.~ ALARGAMIENTOS ZONALES LOCALES.

Se pueden definir como alargamientos zonales locales los distintos alargamientos que sufren cada una de las zonas de la unión soldada por separado.

La forma convencional de medir el alargamiento sufrido por una probeta en un ensayo de tracción consiste en unir por la zona de la rotura los dos trozos de la probeta y medir de nuevo la distancia entre puntos.

De la misma forma se han calculado los alargamientos zonales locales. Para ello se fotografiaron todas las probetas antes y después del ensayo de tracción; posteriormente se ampliaron las fotografías conservando el mismo factor de multiplicación. Este factor de ampliación para cada probeta fotografiada fue de 2.5 veces el tamaño real, lo que permitió disminuir los errores de medida en los alargamientos.

Las mediciones sobre las fotografías se realizaron con una precisión de ± 0.05 mm..

Se midieron por separado tanto los alargamientos globales como los zonales locales.

III.4.- ENSAYO DE TRACCION

III.4.2.- METODO OPTOELECTRONICO.

III.4.2.1.- DESCRIPCION DEL SISTEMA.

En la presente investigación, además de realizar un trabajo clásico de exploración mecánica, se ha tratado de adaptar el método optoelectrónico del ICT diseñado para materiales homogéneos y heterogéneos pero continuos en cuanto a la estructura ⁽⁴⁹⁻¹⁶³⁾. En esta investigación el reto ha sido hacerlo compatible a materiales discontinuos como son las uniones soldadas.

El método optoelectrónico, desarrollado y patentado por un equipo de investigadores del Fraunhofer Institut für Chemische Technologie (ICT), ha sido empleado hasta ahora como un método no destructivo para el seguimiento y medida de las deformaciones locales ocurridas en probetas sometidas a ensayos de tracción y de fluencia. El método viene utilizándose con éxito en el estudio de materiales compuestos -polímeros, composites, propelentes sólidos, explosivos, etc..

La idea principal en el desarrollo del método fue simplificar el montaje experimental evitando complicados sistemas para la toma de datos, a la vez que conseguir la medida de las deformaciones, tanto transversales como

longitudinales, en una sola operación. El método permite, además, el seguimiento de la distribución de las deformaciones durante el ensayo y su posterior visualización en el monitor de un ordenador.

En materiales viscoelásticos, para los que el método fue en principio desarrollado, no es posible el empleo de extensómetros durante un ensayo de tracción debido a los fenómenos de mellado y fluencia del material causados por el acoplamiento mecánico de dicho medidores. Además, el empleo de extensómetros presupone una distribución constante de las deformaciones lo cual, como ya se ha discutido, no resulta totalmente correcto en materiales discontinuos y, mucho menos, una vez sobrepasado el campo elástico.

La medida de la deformación transversal se realiza, habitualmente, mediante dilatometría de gases. Este método no resulta apropiado cuando se desea realizar varias series de ensayos debido al consumo de tiempo y dinero. Tampoco es posible el empleo de dilatometría de gases dentro de cámaras climáticas, ni cuando se tienen altas velocidades de deformación.

Con éste sistema es posible medir, simultáneamente, la tensión, el alargamiento longitudinal y la deformación transversal en un ensayo de tracción uniaxial. Esto permite obtener una distribución de deformaciones a lo largo de toda la probeta.

Si bien la aplicación más habitual del método es en el ensayo de tracción convencional también se ha empleado en ensayos de fluencia, en medidas de cambios de volumen debidos a variaciones del entorno -humedad, temperatura, etc.- y en medidas de la elasticidad de gomas sometidas a ciclos de tracción/compresión.

La medida de la fuerza y la distribución de los alargamientos longitudinales combinada con la medida de las deformaciones transversales permite, además del seguimiento del ensayo de tracción, el cálculo de una serie de parámetros como son el módulo de Young y la relación de Poisson que nos dan una idea de la elasticidad del material estudiado.

En el caso de esta investigación, por tanto, el método optoelectrónico parece ideal para el estudio de las deformaciones locales en un material soldado, ya que, a parte de la heterogeneidad propia de una aleación se une la discontinuidad que supone una soldadura.

Ya se ha comentado anteriormente la sencillez del método que comienza en la simple preparación de las probetas. Estas pueden tener cualquier geometría y adaptarse a cualquiera de las normas existentes. La superficie de las mismas se cubre con una malla de franjas reflectantes, paralelas axiales al eje de la probeta, sobre un fondo no reflectante. El ancho de las líneas es de 1 mm. y se encuentran separadas entre sí otro mm. Experiencias realizadas han demostrado que el mayor

contraste se obtiene utilizando franjas blancas sobre fondo negro.

La superficie no reflectante se obtiene aplicando una laca negra mate, adherente y de una elasticidad similar al material de la probeta. En el caso de algunos materiales viscoelásticos (PVC, gomas) es la propia superficie de la probeta la que ya presenta esa no reflectividad exigida.

Para el trazado de la serie de franjas reflectantes se emplean tres métodos distintos. El primero de ellos consiste en pintar las líneas por serigrafía utilizando una rejilla de seda. El segundo empleado es la impresión, sobre la superficie de la probeta, de las franjas mediante una máquina tamponadora. El último sistema se basa en la vaporización y posterior deposición de aluminio a través de una rejilla metálica colocada sobre la probeta (sputtering).

Si bien mediante la técnica de sputtering se obtienen las líneas de mayor reflectividad, es la tamponación la que produce un contorno más definido en el borde de cada línea, lo cual redundaría en la exactitud de las medidas. Lecturas sobre probetas no sometidas a tensión y observaciones al microscopio han comprobado este hecho.

Una vez terminada la preparación de la probeta se está en condiciones de realizar el ensayo de tracción,

empleando una máquina convencional con sus usuales accesorios (mordazas, etc).

La medida de las deformaciones longitudinales se realiza mediante el equipo descrito en la figura 32. El rayo de un pequeño Láser de He-Ne es dirigido centralmente hacia un espejo rotatorio cuyo eje de rotación se encuentra en el plano focal de una lente cilíndrica. El rayo obtenido barre la superficie de la probeta que se halla cubierta por las mencionadas franjas reflectantes. La luz reflejada es recogida por un fotodiodo y convertida en señal eléctrica cuyos impulsos aislados se recogen temporalmente mediante un multicontador de impulsos (Multi-Stop-Counter) y se graban en una memoria RAM (Random Access Memory). Después del ensayo un microprocesador accede a la RAM, y los datos son transmitidos a un ordenador.

La frecuencia y número de impulsos es proporcional a la separación entre las franjas.

El esquema del equipo empleado para la medida de la deformación transversal se muestra en la figura 33. Dos rayos de luz, paralelos y de distribución de intensidad uniforme, caen sobre las ranuras formadas por los bordes de la probeta y una cuña de calibrado (diafragma) situada a ambos lados de la misma. La intensidad de la luz que atraviesa la apertura es recogida por un fotodiodo. Cualquier cambio en el ancho de la apertura, bien producido por un movimiento en la cuña de

calibrado o por una variación en la sección de la probeta, conduce a un cambio en la intensidad de la luz registrada por el fotodiodo. Estas diferencias de intensidad son transformadas en impulsos eléctricos y recogidos por el multicontador de impulsos para ser posteriormente enviados al ordenador junto con los datos de deformaciones longitudinales.

La evaluación gráfica y numérica se realiza mediante dicho ordenador, empleando un programa desarrollado y patentado especialmente al efecto ¹⁵⁴⁻¹⁶¹). El sistema permite el registro de la distribución local y temporal de la deformación, incluso a altas velocidades de carga en la máquina de tracción.

Con los datos almacenados en la memoria del ordenador, el programa permite representar, y relacionar entre sí, las principales magnitudes implicadas en un ensayo de tracción como son: la tensión, la deformación longitudinal, la deformación transversal, la derivada de la tensión con respecto a la deformación longitudinal, la relación de contracción -relación entre la deformación transversal y la longitudinal- y el tiempo de ensayo (número de barridos del láser -scans-).

El programa permite realizar, para cada representación gráfica, un estudio zonal a lo largo de toda la probeta. Esto resulta de utilidad para centrarse en una zona determinada (por ejemplo, la zona de rotura), o bien para

realizar un seguimiento comparativo de las diferentes zonas presentes, como es el caso de una unión soldada.

Los ensayos de tracción empleando el método optoelectrónico para el registro de los datos de deformación longitudinal, tanto globales como locales, así como los datos de deformación transversal -extricción- se realizaron en una máquina de tracción electromecánica Gabo Qualimeter Modell Lasor de 2000 kg. Las velocidades de ensayo empleadas variaron desde 0.6 a 0.8 mm./min. En algunos ensayos se inició con 0.60 mm./min. y una vez alcanzado el campo plástico se aceleró hasta 6 mm./min., ésto nos permitió disponer de un mayor número de datos dentro del campo elástico.

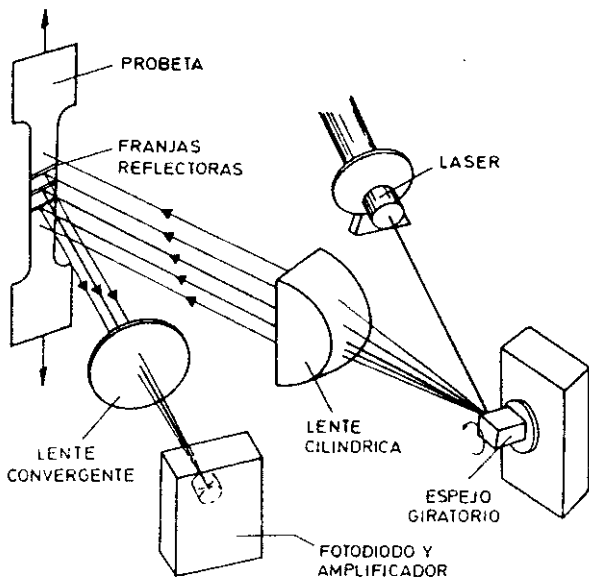


Figura 32.- Esquema del Sistema de Medida de la Deformación Longitudinal.
Método Optoelectrónico.

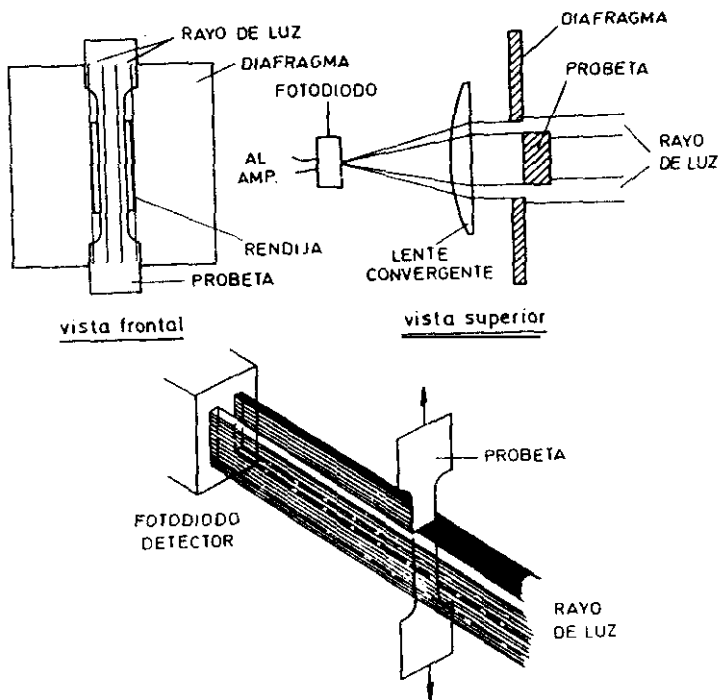


Figura 33.- Esquema del Sistema de Medida de la Deformación Transversal.
Método Optoelectrónico.

III.- TECNICAS EXPERIMENTALES

III.5.- PERFIL DE DUREZAS LOCALES

III.5.- PERFIL DE DUREZAS LOCALES

El ensayo de medida de la dureza supone un test rápido y sencillo para obtener valiosa información sobre las características mecánicas de un material a la par que puede relacionarse fácilmente con otras propiedades mecánicas.

Para la medición sobre nuestras probetas se eligió la dureza Rockwell, puesto que permite una lectura directa desde el durómetro y no requiere una preparación previa muy acabada de la superficie del metal. Dado el margen de los valores obtenidos en estos ensayos se empleó la escala B, con un penetrador esférico de 1/16 de pulgada y una carga de 100 Kgs. Todas las medidas se realizaron con un durometro Wilson/Rockwell Hardness Tester Serie 500.

El disponer de probetas pulidas y atacadas resultó útil a la hora de tener una idea sobre las extensión de las distintas zonas del cordón de soldadura.

Se midieron durezas sobre el frontal de las probetas antes y después de someterlas a tracción. Se barrió la superficie siguiendo tres líneas paralelas al eje de la probeta y promediando los valores con el fin de obtener

el perfil de durezas de las distintas zonas de la unión soldada.

También se realizaron medidas de dureza a través del perfil de la soldadura, con el fin de obtener una mejor caracterización del material.

III.- TECNICAS EXPERIMENTALES
III.6.- ENSAYO DE LE ROLLAND SORIN

III.6.- ENSAYO DE LE ROLLAND SORIN

El empleo del ensayo de Le Rolland-Sorin en la presente investigación se ha realizado con el objeto de obtener información que pudiera complementar la ya obtenida mediante el ensayo de tracción. Tanto la sencillez del equipo de trabajo como la forma de las probetas resultan ideales para conocer el modulo de elasticidad de una forma fácil y rápida.

El principio general del método consiste en unir a la probeta fijada dos sistemas oscilantes idénticos y observar las pulsaciones que se originan entre ambos sistemas por un intercambio mutuo y periódico de su energía a través de la probeta. Es la elasticidad de ésta la que interviene en el intercambio energético, por lo que la observación de la interacción de ambos péndulos permite conocer el valor del módulo de Young de una forma perfectamente definida.

La idea, a la hora de plantearnos el ensayo, era obtener datos comparativos de las distintas zonas de la unión soldada. La posición axial del cordón de soldadura con respecto al eje mayor de la probeta nos permitió movernos dentro de cada zona simplemente variando el punto de amarre.

Una vez mecanizadas las probetas, se realizó sobre ellas un ataque químico con NaOH al 30%, lo que permitió señalar las diferentes zonas del cordón de soldadura.

Basandonos en que la transmisión de la energía de un péndulo a otro se haría a través del material menos rígido, se fijaron las mordazas de forma que dejaran libres las zonas a examinar. Esto se hizo cogiendo la probeta con la mordaza superior por 9 líneas distintas (Fig. 34); así se consiguió realizar un barrido a lo largo de las diferentes zonas de la unión soldada, examinando el comportamiento, tanto de cada zona, como de las fronteras entre ellas.

Los ensayos se realizaron en un Elasticimetre Pendularie Le Rolland-Sorin.

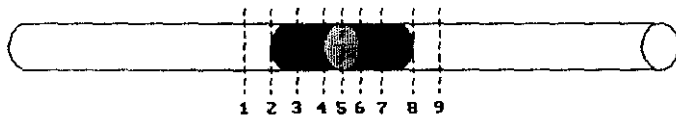


Figura 34.- Probeta Empleada para el Ensayo de Le Rolland-Sorin.

Se Muestran las distintas Zonas de la Unión Soldada y las 9 Líneas sobre las que se Fijó la Mordaza Superior.

III.- TECNICAS EXPERIMENTALES

III.7.- ENSAYO CHARPY

III.7.- ENSAYO CHARPY.

Otro de los ensayos que se realizaron con el fin obtener información complementaria en la valoración del método optoelectrónico fue el ensayo Charpy (DIN 50115 ¹⁴⁰).

En el ensayo Charpy se trata de determinar la tendencia al comportamiento frágil de un material, forzando a la probeta a doblarse y fracturarse a altas velocidades de deformación del orden de 10^3 s^{-1} , y midiendo la energía absorbida en la fractura de la probeta.

Varias son las razones para la elección del empleo de éste ensayo en la presente memoria, entre otras: el que resulte ser relativamente simple de realizar, el que utilice probetas relativamente pequeñas y el que detecte diferencias entre materiales que no siempre son observables mediante un ensayo de tracción.

Se efectuaron una serie de medidas empleando probetas con la entalla en diferente situación relativa con respecto a la situación del cordón de soldadura y de sus zonas (DIN 50122 ¹⁴²) (Fig. 31).

Para nuestros ensayos se empleó un péndulo Charpy AMSLER 130/462.

III.- TECNICAS EXPERIMENTALES
III.8.- METALOGRAFIA ZONAL LOCAL

III.8.- METALOGRAFIA ZONAL LOCAL.

Para el seguimiento metalográfico de la estructura y propiedades de nuestros materiales, se prepararon probetas de antes y después de los ensayos de tracción.

El desbaste y pulido de las probetas se realizó siguiendo la siguiente secuencia:

- . desbaste con papel abrasivo hasta el 600.
- . pulido mediante alumina α , alumina γ , y finalmente con magnesia en medio amoniacal.

Se atacaron por inmersión en reactivo Kellers durante 10 segundos.

Con las probetas así preparadas se realizó metalografía óptica y electrónica de barrido (SEM).

IV.- PRESENTACION Y ANALISIS DE RESULTADOS

IV.1.- PERFILES DE DUREZA (ROCKWELL)

IV.- PRESENTACION Y ANALISIS DE RESULTADOS

IV.1.- PERFILES DE DUREZA (ROCKWELL)

Los perfiles de dureza de los materiales ensayados muestran la distribución de las características mecánicas en las distintas zonas de la unión soldada, MB, ZAC y BF.

En todos los casos (Figuras 35 a 40) se produce un ablandamiento en el BF, seguido de un endurecimiento en la zona contigua de la ZAC. Este parece ser el comportamiento generalizado en todas las aleaciones de aluminio.

A continuación de este endurecimiento, en la ZAC contigua, procede generalmente un ablandamiento del material más intenso que en el BF. Inmediatamente comienza una recuperación, más o menos lenta, dependiendo del tipo de aleación, hasta llegar al MB.

La extensión de las zonas de ablandamiento y endurecimiento depende mucho del tipo de aleación y del tratamiento previo a la soldadura. Mientras que en la aleación 7015 T73 (Fig. 39) las zonas son extensas en el perfil de la meseta, en la 2014 T6 (Fig. 35) los cambios mecánicos son muy bruscos y con ausencia de estabilización en la meseta.

En la aleación 7015 F (Figuras 37 y 38), al no estar tratada térmicamente (envejecida), el perfil de durezas es

totalmente diferente de las otras aleaciones con tratamiento térmico. Quitando el pequeño ablandamiento del baño fundido, aparece un endurecimiento contiguo que supera incluso al MB (no tratado térmicamente). Esto significa que la ZAC de la soldadura se ha convertido, en éste caso, en una zona de tratamiento térmico de envejecimiento muy peculiar. A continuación de éste efecto se produce una pérdida de propiedades mecánicas hasta alcanzar las del MB. En esta aleación tratable térmicamente, pero sin tratamiento, el calor de soldadura en la ZAC ha significado un bonificado efectivo.

En todos los materiales ensayados se comprueba un endurecimiento durante el ensayo de tracción (Figuras 35 a 40). Esto es característico de todas las aleaciones de aluminio de forja tratables o no termicamente. El endurecimiento observado es muy parecido en todas las zonas características de la unión soldada para cada aleación. Quizás meceza la pena resaltar que el endurecimiento más acusado por deformación en frío, en estas aleaciones, durante el ensayo de tracción lo muestra la aleación 7015 T73 (Fig. 39) con mayor intensidad. Esto parece estar de acuerdo con lo discutido en el Anexo I para estas aleaciones con tratamiento térmico duplex.

Este perfil de dureza esta relacionado, como se verá más adelante con los resultados de otros ensayos (tracción, Charpy, Rolland-Sorin, etc.), con los valores de resistencia, límite elástico y los valores plásticos como el alargamiento y otros definidos para el método optoelectrónico.

Se puede afirmar, para estas aleaciones, que el endurecimiento está ligado al módulo de elasticidad y resistencia mecánica con un significado positivo de aumento, mientras que ablandamiento significa aumento de la plasticidad; lo que se confirma en los valores de alargamiento y pérdida en las variables resistentes mencionadas.

HRB

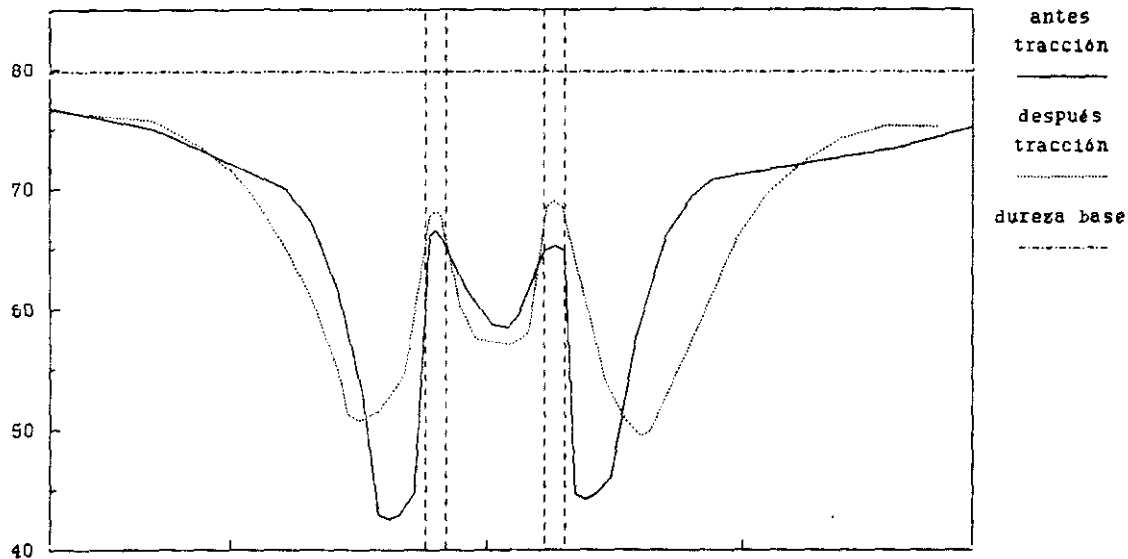


Figura 35.- Perfil de Dureza Rockwell B sobre el Frontal de la Probeta de Tracción.

Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

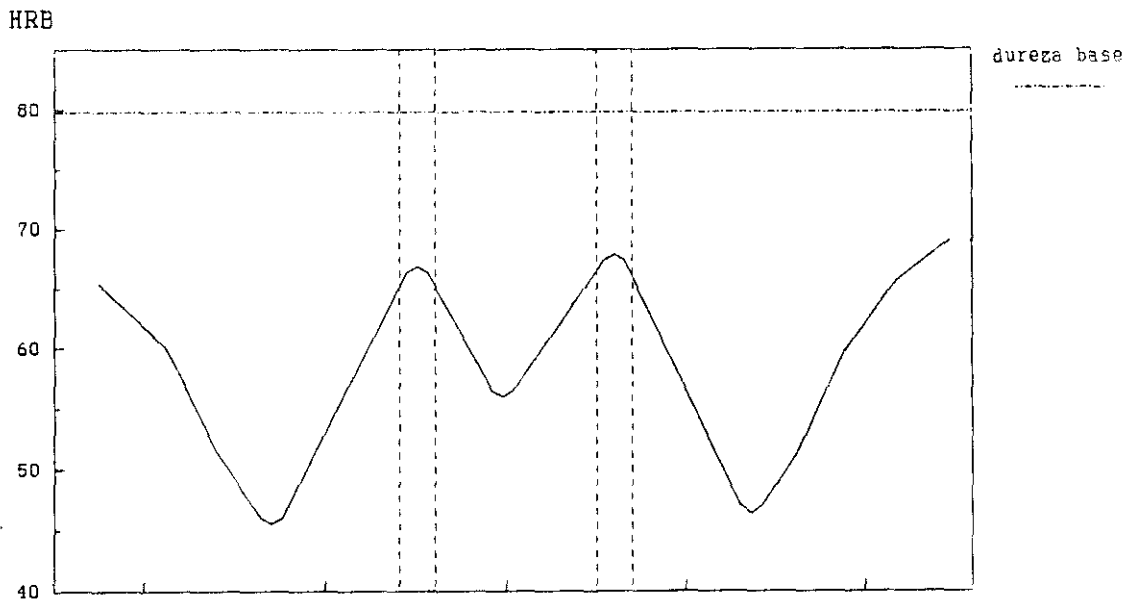


Figura 36.- Perfil de Dureza Rockwell B sobre el Corte Transversal al Cordón de Soldadura.

Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

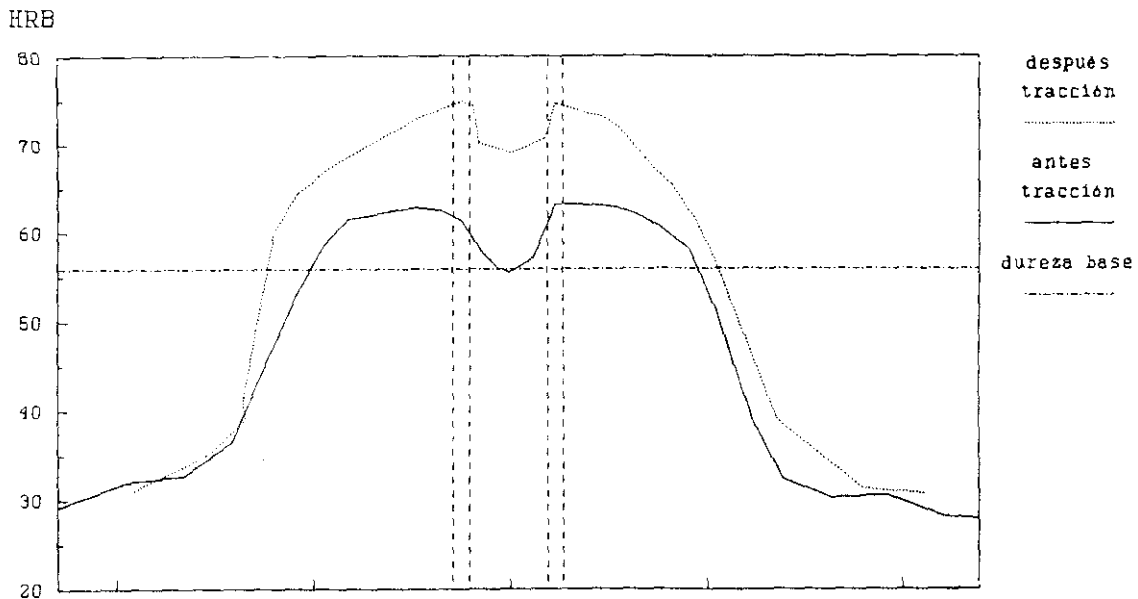


Figura 37.- Perfil de Dureza Rockwell B sobre el Frontal de la Probeta de Tracción.

Aleación 7015 F Soldada TIG.

HRE

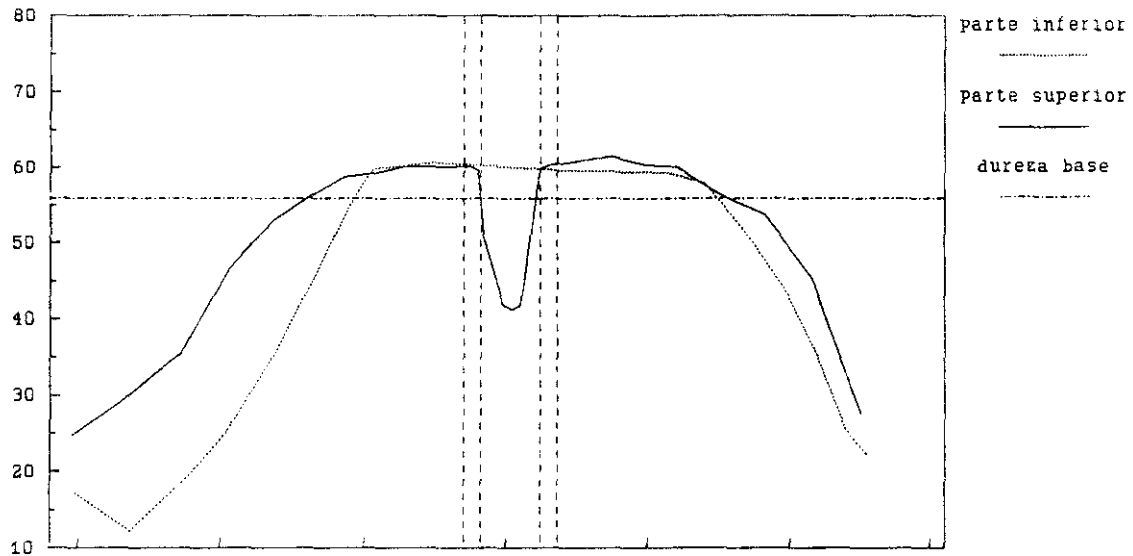


Figura 38.- Perfil de Dureza Rockwell B sobre el Corte Transversal al Cordón de Soldadura.

Aleación 7015 F Soldada TIG.

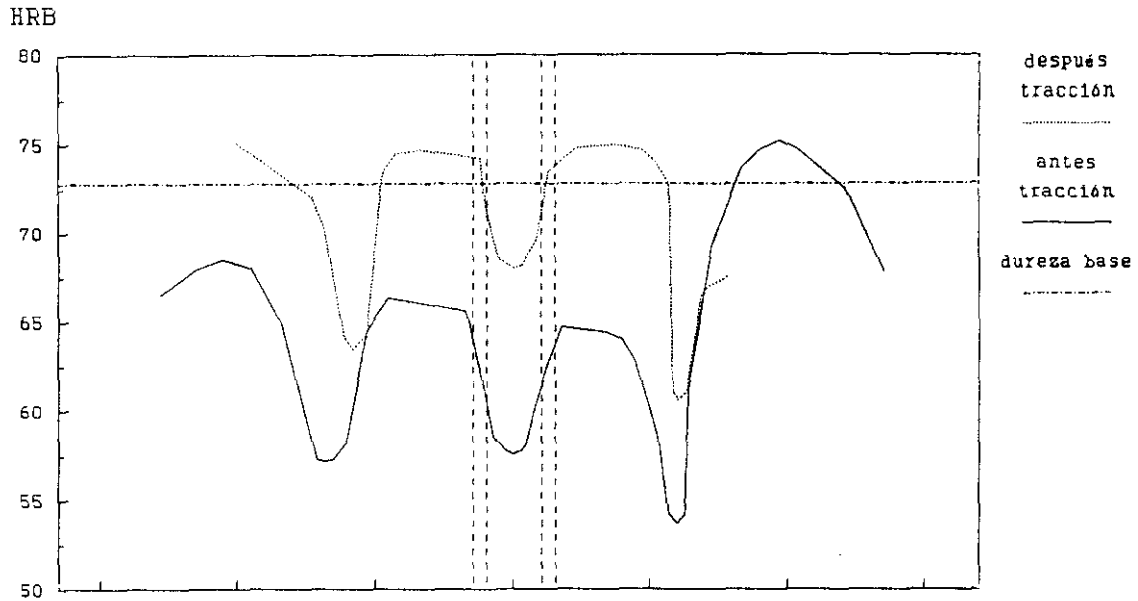


Figura 39.- Perfil de Dureza Rockwell B sobre el Frontal de la Probeta de Tracción.

Aleación 7015 T73 Soldada TIG.

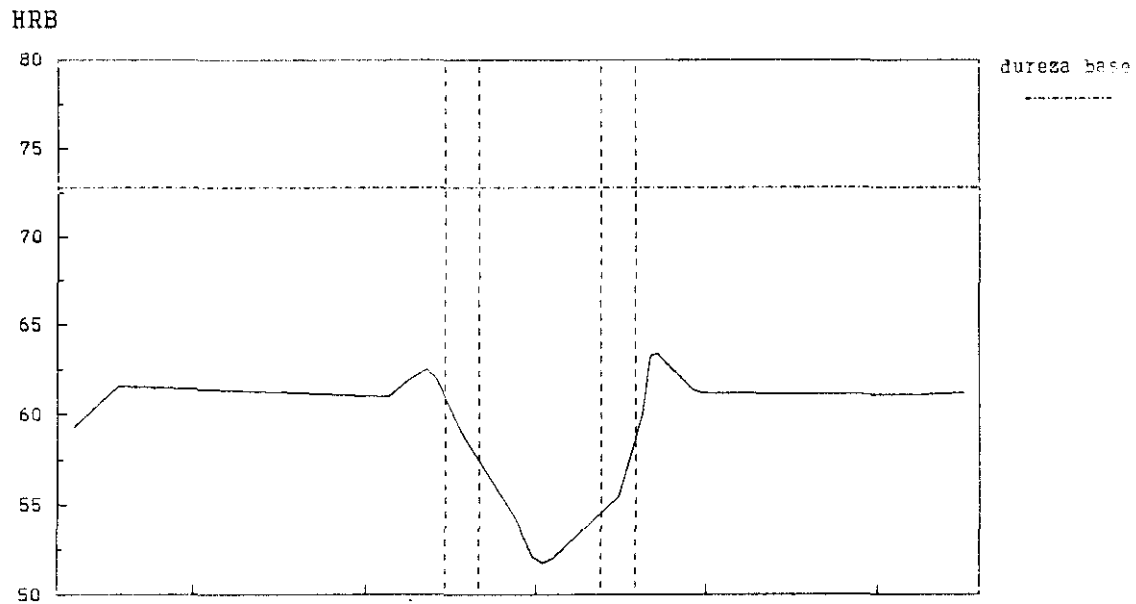


Figura 40.- Perfil de Dureza Rockwell B sobre el Corte Transversal al Cordón de Soldadura.

Aleación 7015 T73 Soldada TIG.

IV.- PRESENTACION Y ANALISIS DE RESULTADOS

IV.2.- ENSAYO DE TRACCION CONVENCIONAL

METODO CLASICO DE MEDICION
DE CARACTERISTICAS MECANICAS

IV.2.- ENSAYO DE TRACCION CONVENCIONAL

METODO CLASICO DE MEDICION

DE CARACTERISTICAS MECANICAS

A continuación se presentan los registros de tensión-deformación obtenidos en un ensayo de tracción convencional para toda la probeta, según las normas DIN 50125 y 50123, sin tener en cuenta las diferentes zonas mecánicas de la soldadura.

La aleación 2014 T6 soldada mediante TIG presenta un campo elástico muy limitado, hasta valores muy bajos de tensión (Figura 41), con un módulo de elasticidad alto. Sin embargo, para tensiones bajas, de 100 N/mm^2 , ya presenta un campo plástico interesante. El módulo de rigidez alto le da buenas prestaciones mecánicas a bajas tensiones. Para tensiones elevadas los datos más interesantes son el alargamiento por encima del 5% y una resistencia máxima de 300 N/mm^2 . La soldadura realizada sobre este material es causa de pérdida de propiedades mecánicas, de acuerdo con los datos de la bibliografía.

El registro de los valores promediados de varios ensayos de tracción sobre probetas de aleación 7015 T73 soldada mediante TIG se muestra en la figura 42. El límite elástico se sitúa alrededor de los 200 N/mm^2 con un módulo de elasticidad similar a la 2014 T6. La carga máxima se sitúa alrededor de los

350 N/mm² con un alargamiento antes de la rotura de aproximadamente el 6.5%. A pesar de la pérdida de propiedades mecánicas debida al soldeo, se mantienen los valores altos como corresponde a una aleación de alta resistencia (serie 7xxx)^{2,3,4}.

La figura 42 muestra los valores promediados de varios ensayos realizados en probetas de aleación 7015 F (sin tratamiento térmico). El módulo de elasticidad se eleva comparado con la aleación 7015 tratada, y la resistencia máxima disminuye mientras que el alargamiento aumenta.

ALEACION 2014 T6 (Al-Cu)

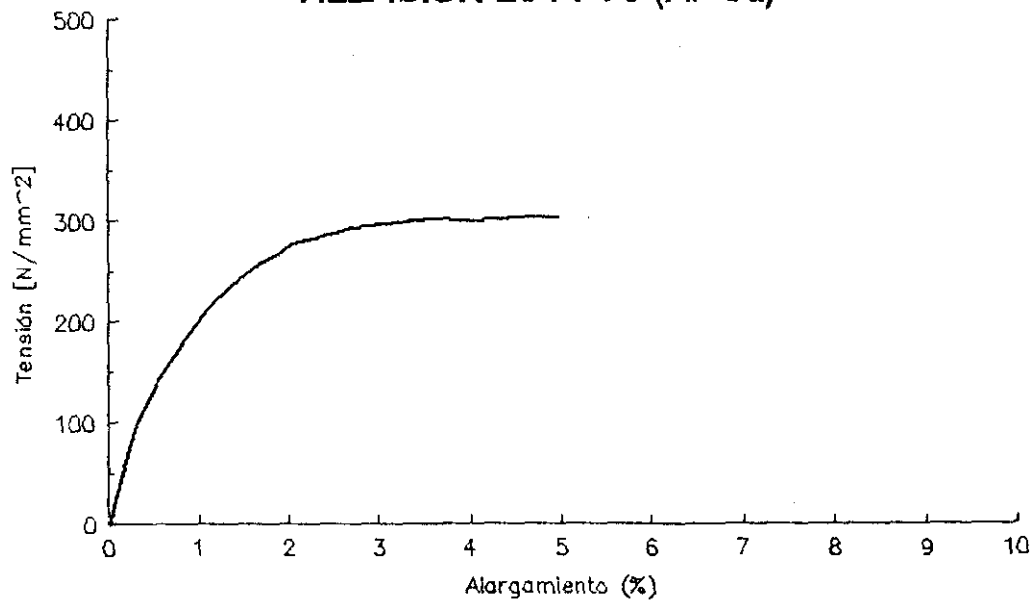


Figura 41.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

ALEACION 7015 T73 (Al-Zn-Mg)

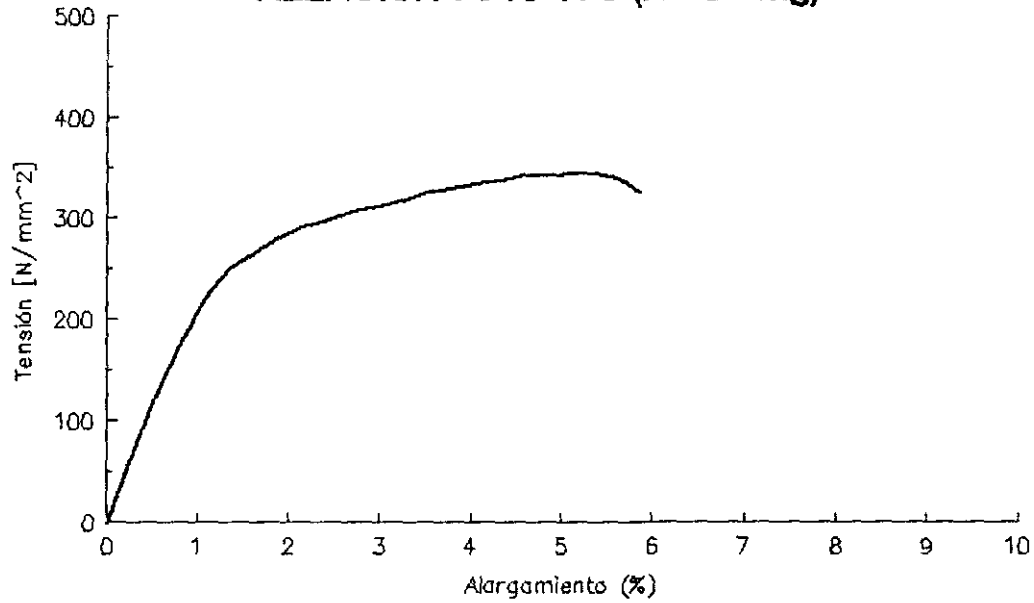


Figura 42.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 Soldada TIG.

ALEACIÓN 7015 F (Al-Zn-Mg)

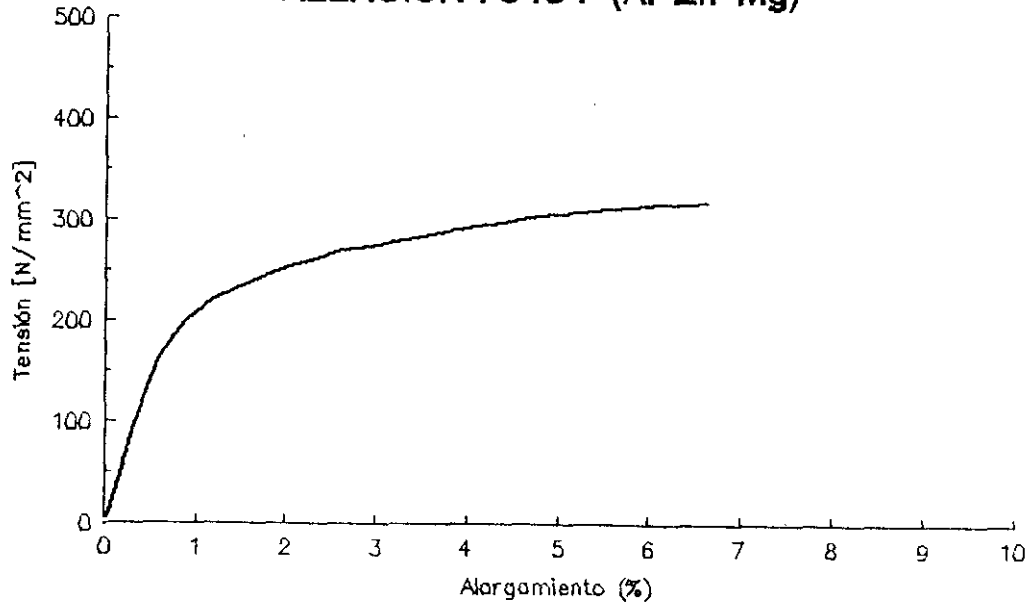


Figura 43.- Tensión en función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

IV.2.1. ALARGAMIENTOS LOCALES

En las figuras que se muestran a continuación (Figs. 44 a 46) aparece la información mecánica obtenida al medir los alargamientos zonales locales teniendo en cuenta los límites definidos para las diferentes zonas por el perfil de dureza correspondiente y no por el ataque químico. Es decir se trata de zonas "mecánicas" bien definidas.

Esta mediciones han sido realizadas por métodos convencionales y tienen por objeto obtener valores de referencia, según norma, para comprobar y corroborar los resultados obtenidos con el método optoelectrónico. Al ser resultados globales zonales los valores comparativos son más pronunciados.

Hemos podido comprobar como los resultados del método optoelectrónico son más fiables y comparativos que los obtenidos por métodos convencionales normalizados, ya que al tener, o bien que totalizar toda la longitud inicial entre marcas, o bien que totalizar los valores zonales, los resultados obtenidos por globalizar datos son muy heterogéneos. Este es el caso, sobre todo de la ZAC, donde hemos podido comprobar una heterogeneidad mecánica muy visible (Fig. 35 a 40) y que en una medición normalizada no se tiene en cuenta.

Las mediciones convencionales se han realizado considerando las diferentes zonas marcadas sobre una probeta de tracción normalizada. Se han medido, de forma global, el baño fundido (BF), la zona afectada por el calor (divida en dos zonas, la ZAC metalográficamente hablando y la ZAC definida mecánicamente), la longitud entre marcas según norma (referencia) y la longitud total de la probeta.

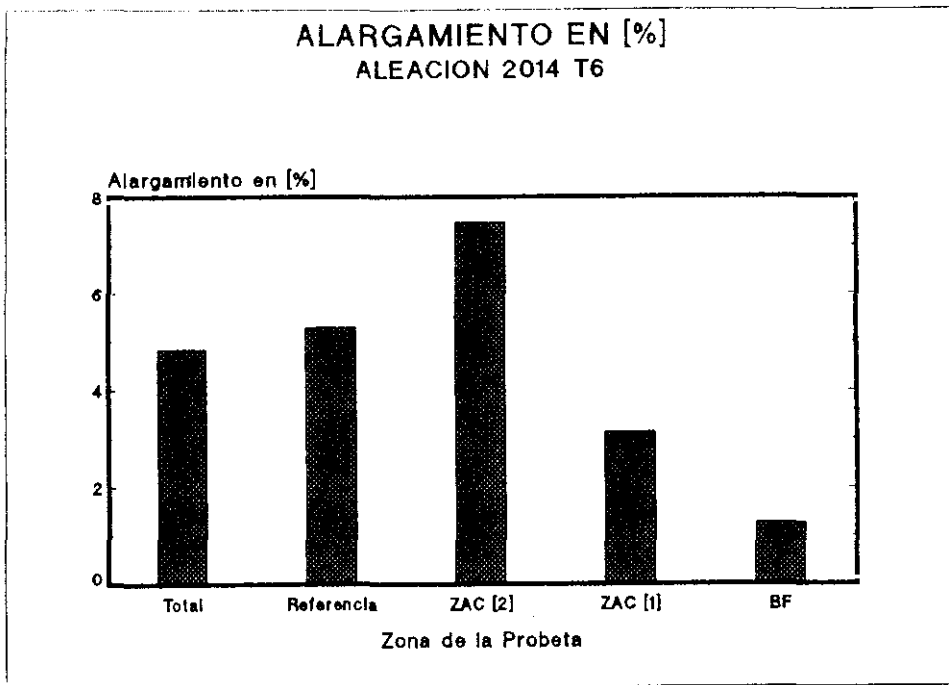


Figura 44.- Alargamientos Locales Globales en la Unión Soldada.
Aleación 2014 T6 Soldada TIG. Medición Convencional.

ALARGAMIENTO EN [%]
ALEACION 7015 T73

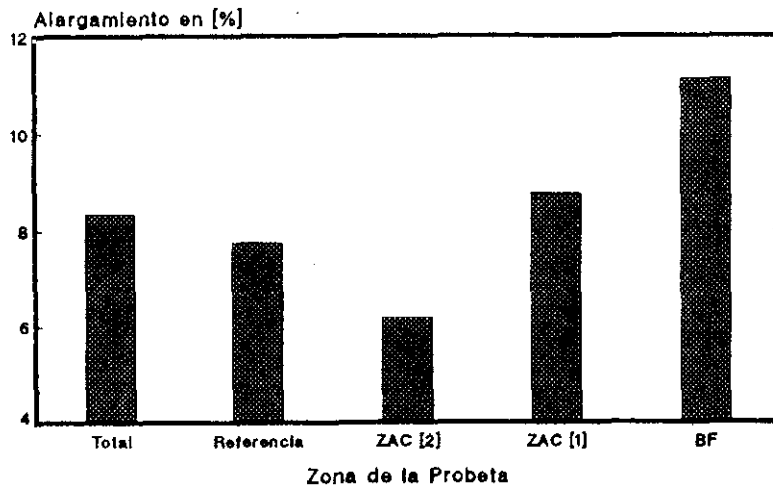


Figura 45.- Alargamientos Locales Globales en la Unión Soldada.

Aleación 7015 T73 Soldada TIG. Medición Convencional.

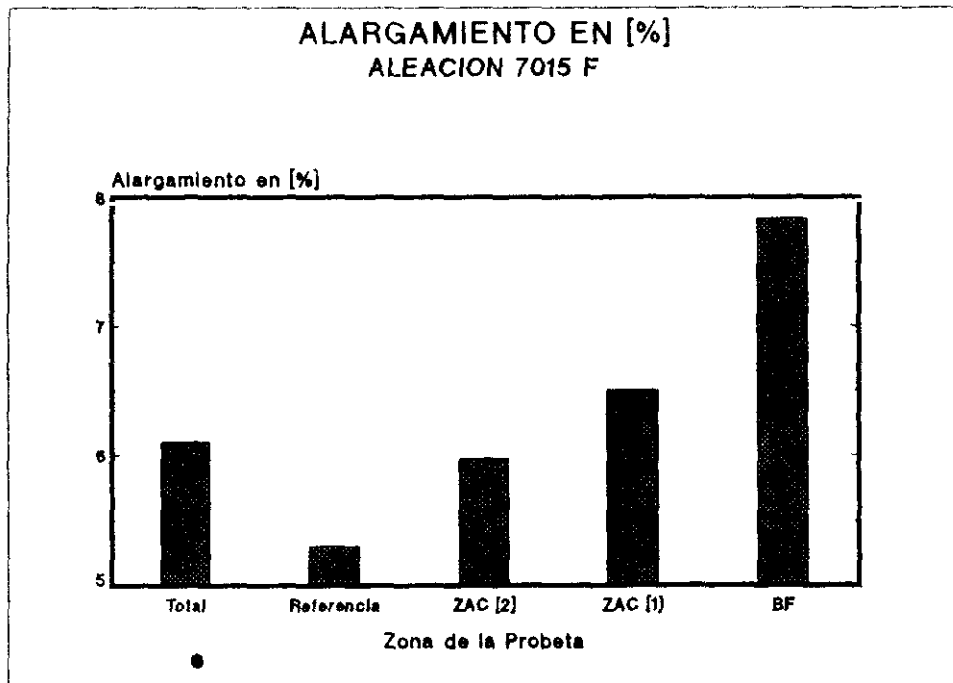


Figura 46.- Alargamientos Locales Globales en la Unión Soldada.

Aleación 7015 F Soldada TIG. Medición Convencional.

IV.- PRESENTACION Y ANALISIS DE RESULTADOS

IV.3.- ENSAYO DE TRACCION CONVENCIONAL

METODO OPTOELECTRONICO

IV.3.- ENSAYO DE TRACCION CONVENCIONAL.

METODO OPTOELECTRONICO

El método optoelectrónico es capaz de obtener en un solo ensayo de tracción una información mecánica muy valiosa localizada en cada una de las zonas cubiertas por una serie de bandas reflectantes a lo largo de toda la probeta. Es como realizar un ensayo de tracción particularizado en cada franja simultáneamente.

Es claro que este sistema resulta muy interesante para el estudio de uniones soldadas. El ensayo en sí es extremadamente sencillo. El programa informático desarrollado para este método optoelectrónico por el ICT hace posible la obtención de numerosa información, así como la interpretación y análisis de ésta.

Varios son los parámetros que es posible relacionar entre sí:

- . tensión
- . deformación longitudinal
- . deformación transversal
- . diferencial de la tensión (σ) respecto a la diferencial de la deformación longitudinal (ϵ)
- . deformación transversal dividida entre la deformación longitudinal (relación de contracción)

- tiempo de ensayo (número de barridos del rayo láser -scanns).

La variación de la deformación transversal con respecto a la deformación longitudinal para cada una de las distintas zonas presentes en la soldadura, aporta una valiosa información sobre el comportamiento plástico de las diferentes zonas. Este dato resulta muy importante en construcción, puesto que da un índice de seguridad en el comportamiento en servicio de estos materiales. Esta variación de las variables plásticas se ajusta a la información aportada por el perfil de durezas y las curvas tensión-deformación.

Otra interesante información la reportan las curvas de la variación de la tensión y de la deformación transversal con respecto al tiempo (número de barridos del láser -scanns). También la variación de la deformación longitudinal zonal local con el tiempo permite conocer con más detalle el comportamiento plástico de de la unión soldada.

El proceso de visualización del ensayo por ordenador da una información gráfica de todo lo ocurrido.

Se presentan los resultados obtenidos para los tres materiales estudiados, las aleaciones 2014 T6, 7015 T73 y 7015 F. Se muestran las posibilidades y el análisis de la información que se puede llevar acabo con este método. Los resultados son valores promediados de todos los ensayos

realizados, sin embargo, en ocasiones se exponen los perfiles de casos particulares muy representativos que sirven para demostrar puntualmente las posibilidades de información mecánica del método optoelectrónico.

Este es un método con el que cualquier probeta se convierte en todo un mundo de información, por lo que es necesario estudiarla detalladamente. El poder localizar la información obtenida hace que cada probeta sea diferente, aunque esté dentro de una serie del mismo material ensayado en las mismas condiciones. Cualquier variación en la localización de las zonas típicas o cambios en su extensión puede aportar una información precisa que con otros métodos necesitaría una larga serie de ensayos.

Durante el ensayo de tracción se produce un endurecimiento por deformación plástica en frío. Este hecho se refleja claramente, tanto en el perfil de dureza, como en los registros obtenidos mediante el método optoelectrónico. Los alargamientos dependen, en todo momento, del aumento o disminución locales de la resistencia mecánica, existiendo una relación inversa entre la resistencia y los alargamientos locales.

Delante de cada serie de figuras referidas a una variable mecánica definida se ha hecho una descripción detallada del hecho tratado.

ALEACIÓN 2014 T6 SOLDADA MEDIANTE TIG

La figura 47 muestra la situación del código de franjas del método optoelectrónico respecto a la unión soldada y al perfil de dureza sobre una probeta. El esquema servirá de justificación para la exposición de las gráficas que relacionen propiedades zonales locales entre sí.

En las figuras 48 a 132 se presenta el resultado de la aplicación del sistema de adquisición de datos al ensayo de tracción para la aleación 2014 T6. Después del examen de la información obtenida se pueden comprobar las diferentes propiedades mecánicas de las diferentes zonas de la soldadura.

El baño fundido muestra una gran plasticidad como demuestra el alargamiento local relativo (Figs. 66, 124, 125 y 129), el módulo de elasticidad (Fig. 86) y la relación entre la deformación transversal y la deformación longitudinal (Fig. 95).

Los menores valores del módulo de elasticidad los muestra la ZAC contigua al material base (Figs. 82 y 90). Esta zona presenta también los mayores valores relativos de alargamiento local (Figs. 64, 68, 93, 97, 124, 125, 127 y 132).

La zona afectada por el calor contigua al BF muestra valores intermedios entre el BF y el MB (Figs. 65, 84, 88, 94, 96, 124, 125, 128 y 131).

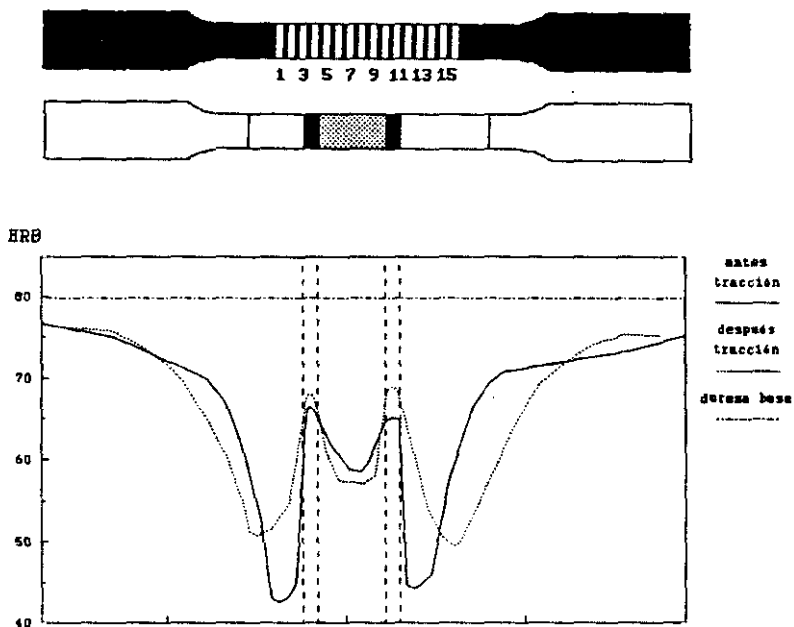


Figura 47.- Situación de la Junta Soldada en una Probeta de Tracción Respecto al Código de Franjas del Método Optoelectrónico y Perfil de Dureza Rockwell B sobre el Frontal de la Probeta. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

FIGURAS: 48 a 63

MATERIAL: Aleación 2014 T6 (Al-Cu)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Tensión [N/mm²] en función de la deformación longitudinal [%]

ESTUDIO LOCAL: Franja a franja

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la tensión respecto a la deformación longitudinal para cada espaciado entre dos franjas contiguas.

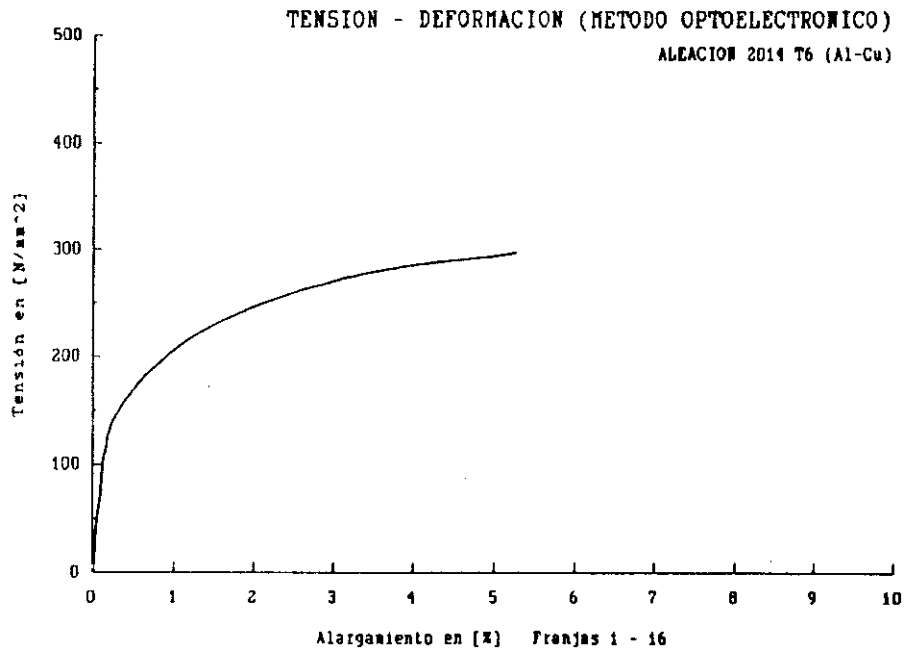


Figura 40.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 1-16. Método Optoelectrónico.

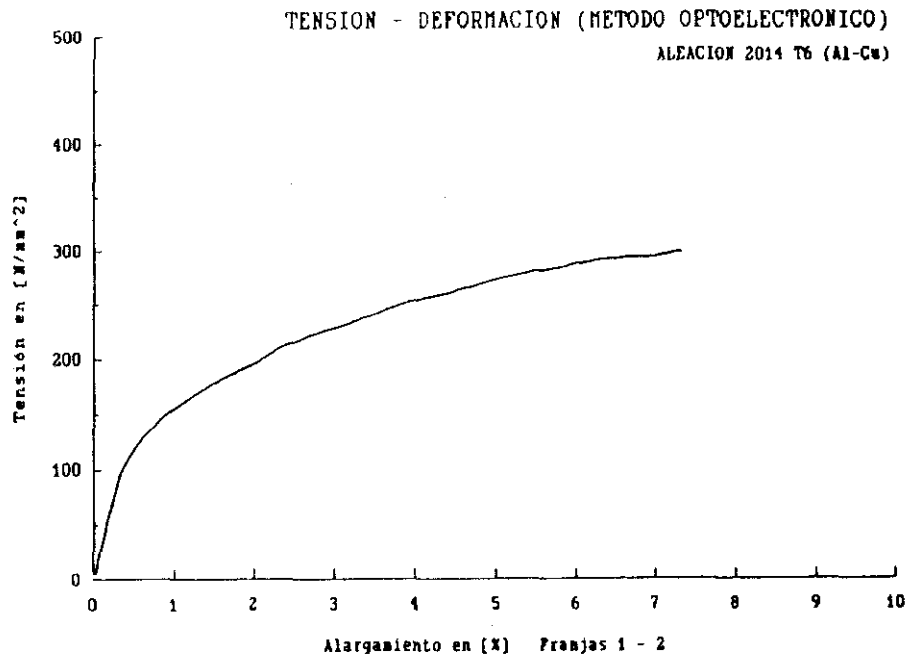


Figura 49.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 1-2. Método Optoelectrónico.

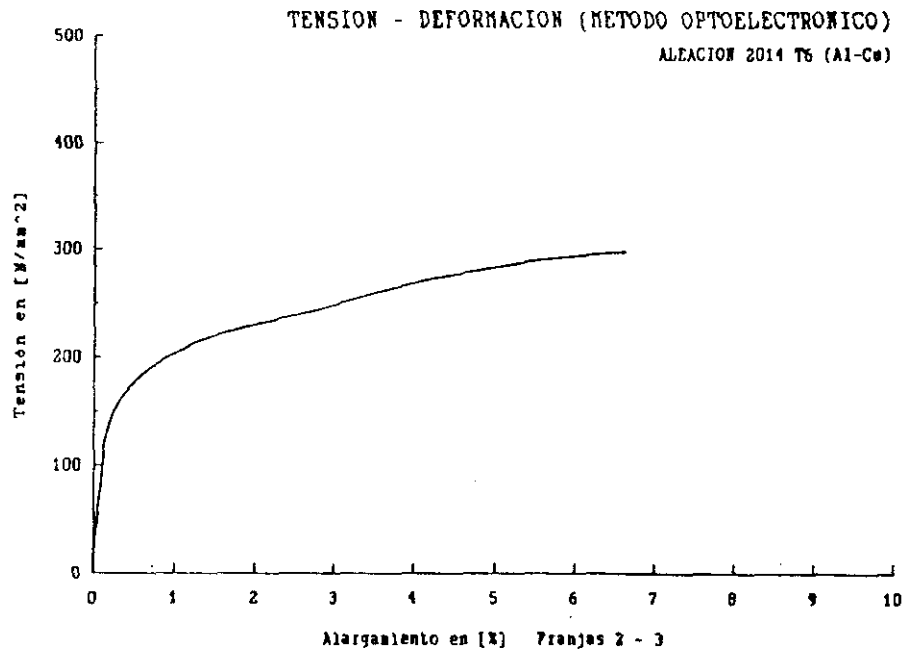


Figura 50.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.
Franjas 2-3. Método Optoelectrónico.

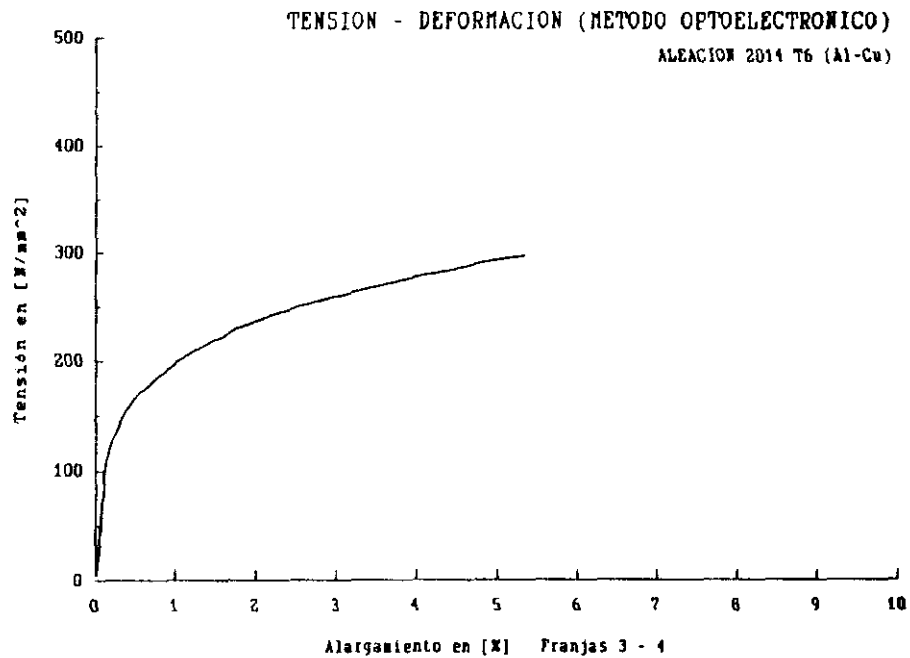


Figura 5).- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 3-4. Método Optoelectrónico.

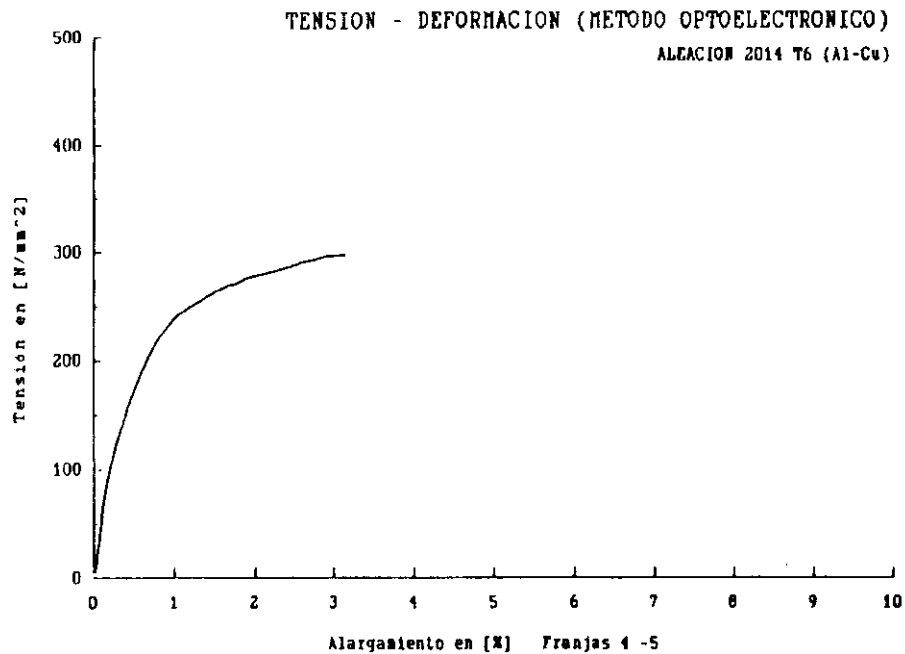


Figura 52.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.
Franjas 4-5. Método Optoelectrónico.

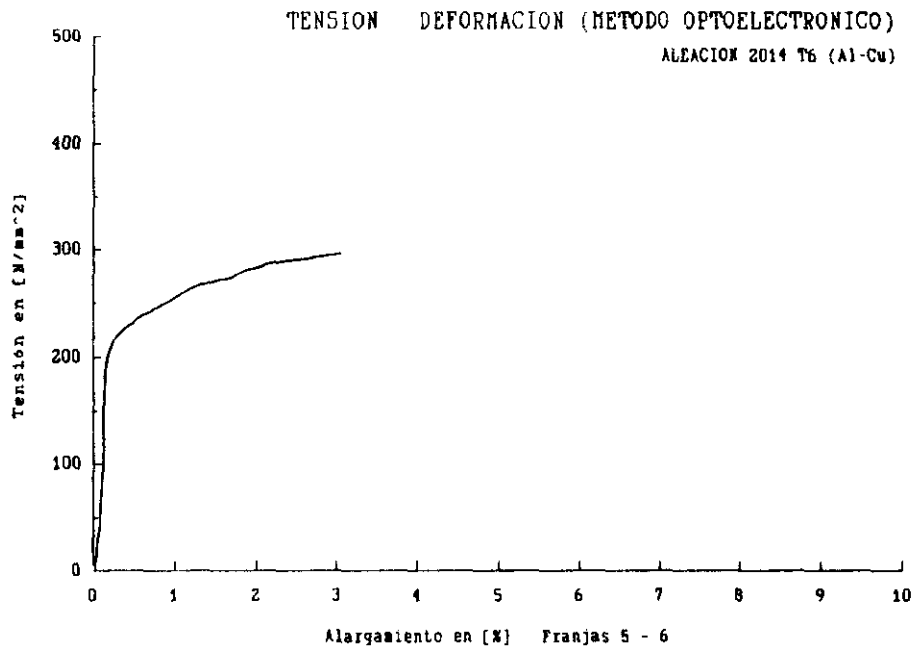


Figura 53.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 5-6. Método Optoelectrónico.

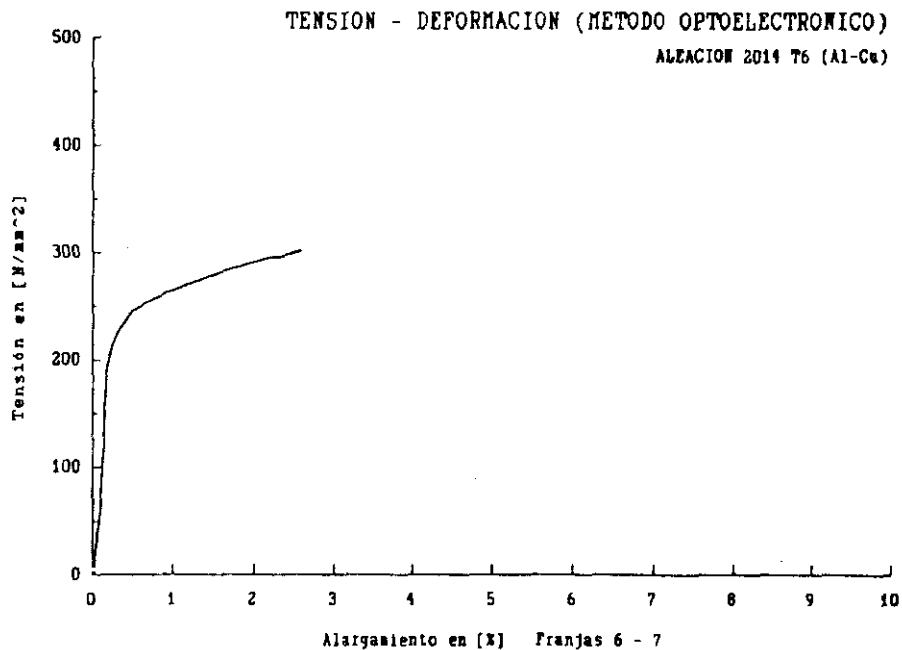


Figura 54.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 6-7. Método Optoelectrónico.

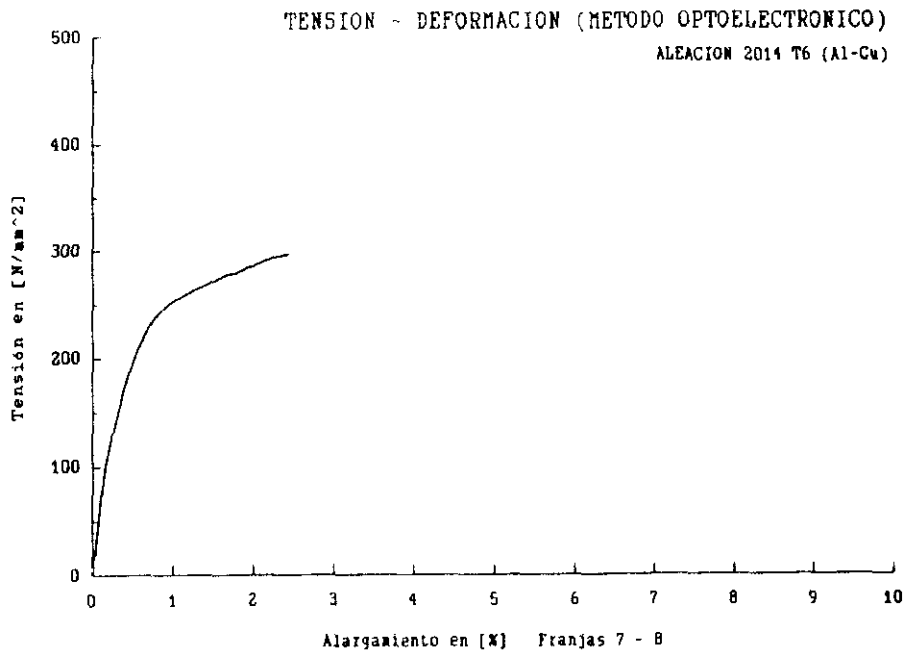


Figura 55.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 7-8. Método Optoelectrónico.

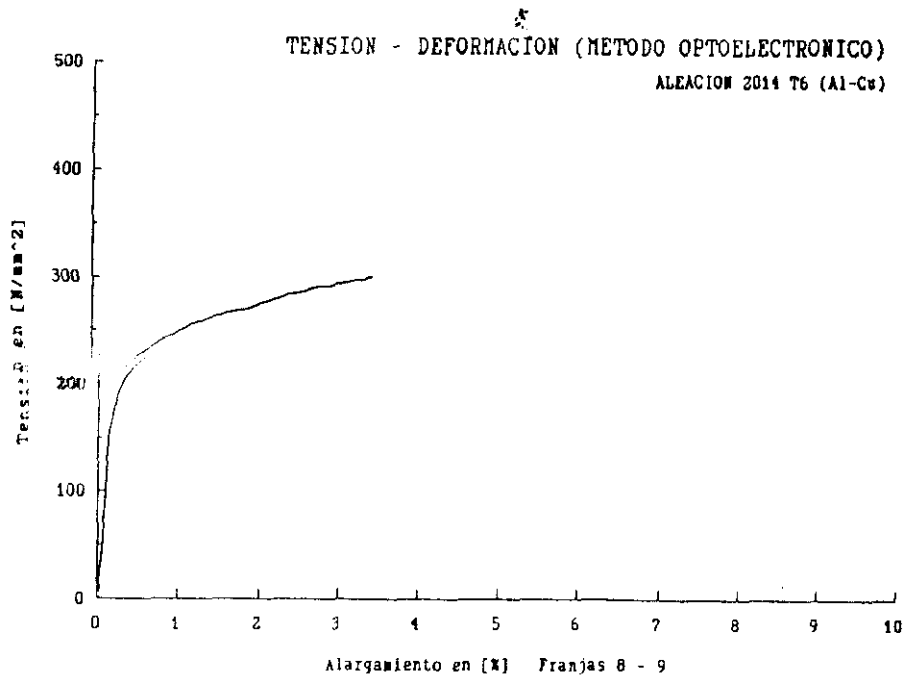


Figura 56.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.
Franjas 8-9. Método Optoelectrónico.

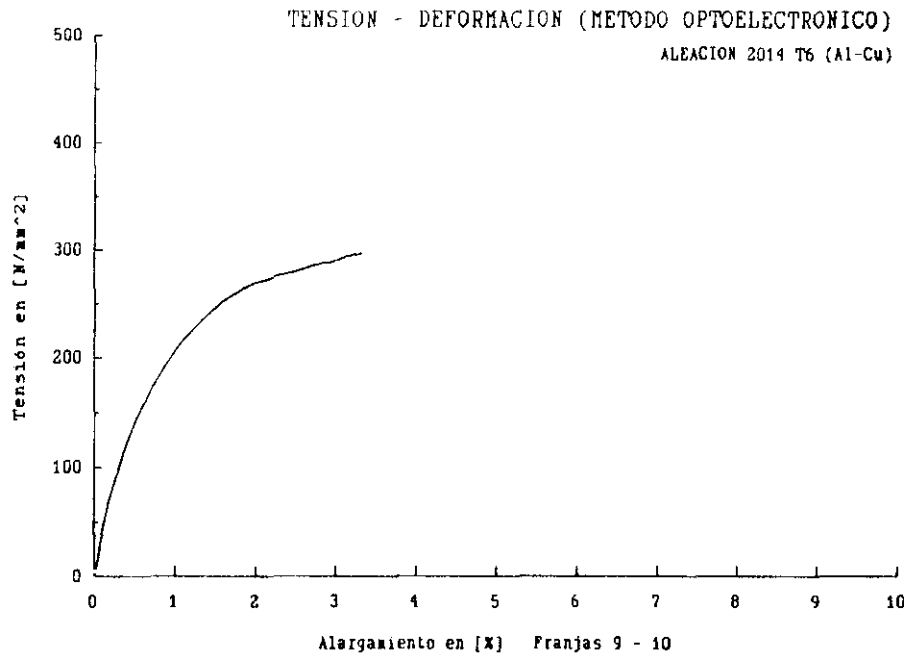


Figura 57.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 9-10. Método Optoelectrónico.

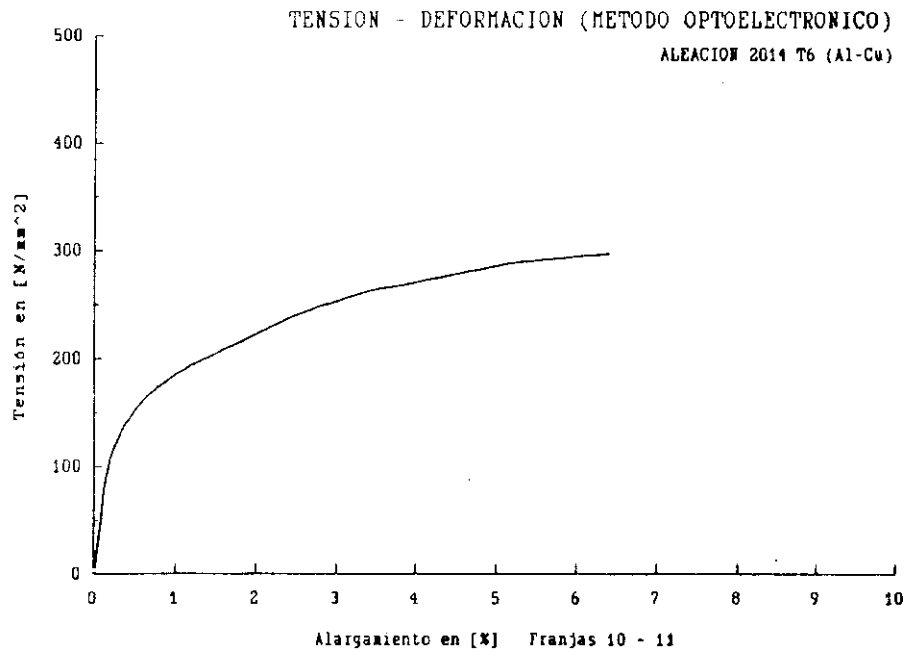


Figura 58.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 10-11. Método Optoelectrónico.

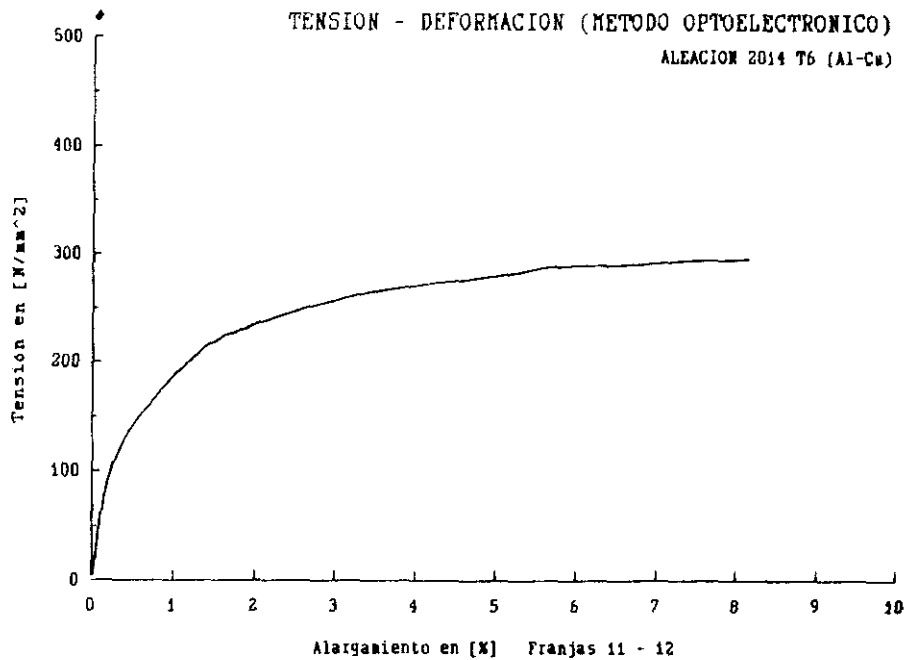


Figura 59.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 11-12. Método Optoelectrónico.

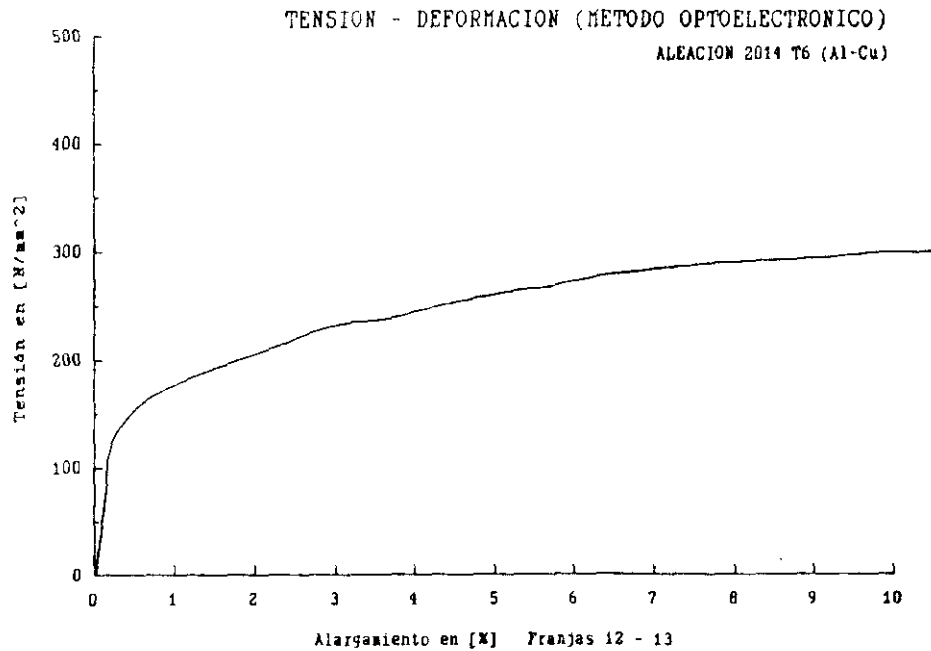


Figura 60.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 12-13. Método Optoelectrónico.

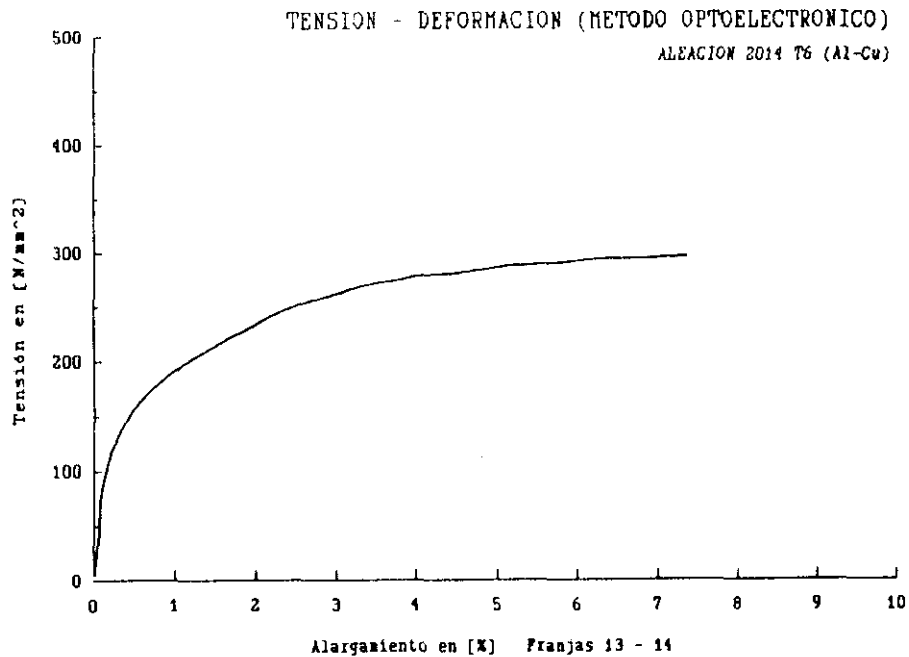


Figura 61.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 13-14. Método Optoelectrónico.

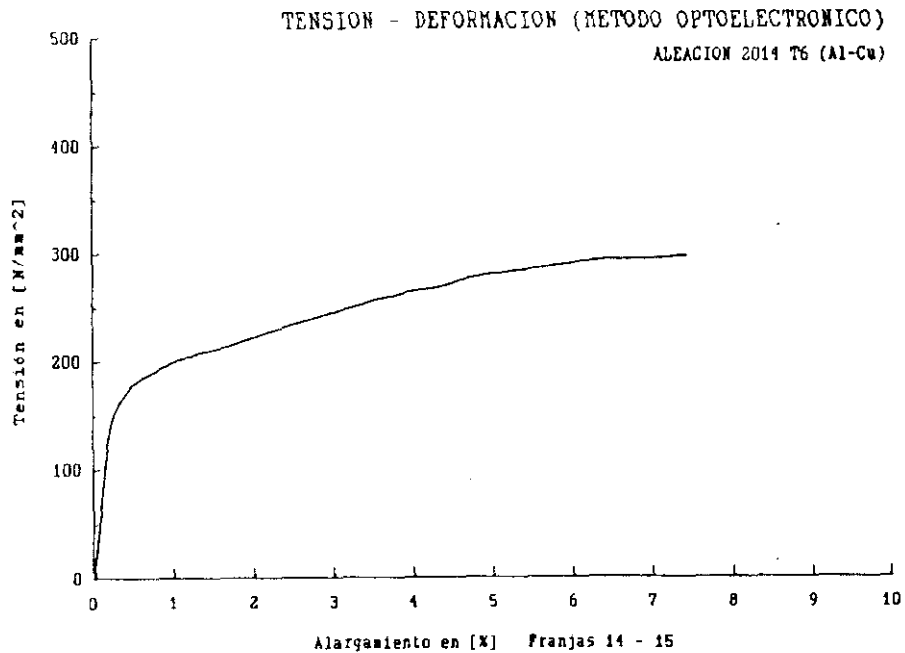


Figura 62.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 14-15. Método Optoelectrónico.

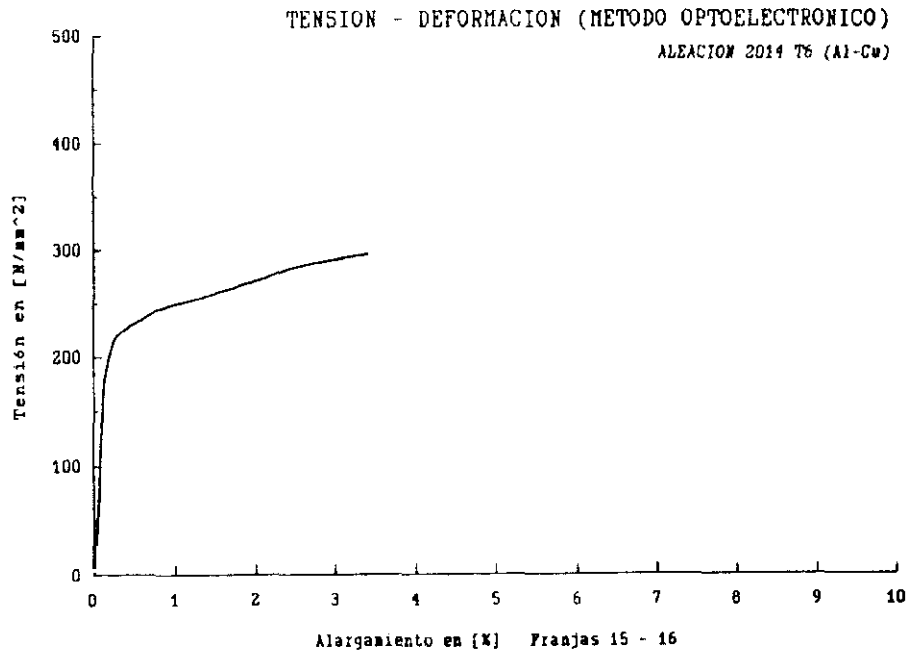


Figura 63.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 15-16. Método Optoelectrónico.

FIGURAS: 64 a 72

MATERIAL: Aleación 2014 T6 (Al-Cu)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Tensión [N/mm²] en función de la deformación longitudinal [%]

ESTUDIO LOCAL: Zonal

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la tensión respecto a la deformación longitudinal para cada una de las distintas zonas presentes en la junta soldada (Fig. 47):

1 - 3 : ZAC [2]

3 - 5 : ZAC [1]

5 - 9 : BF

9 - 12 : ZAC [1]

12 - 16 : ZAC [2]

Además se presentan, dentro de la ZAC

9 - 11 : ascenso de la dureza

11 - 13 : descenso de la dureza

13 - 16 : ascenso de la dureza

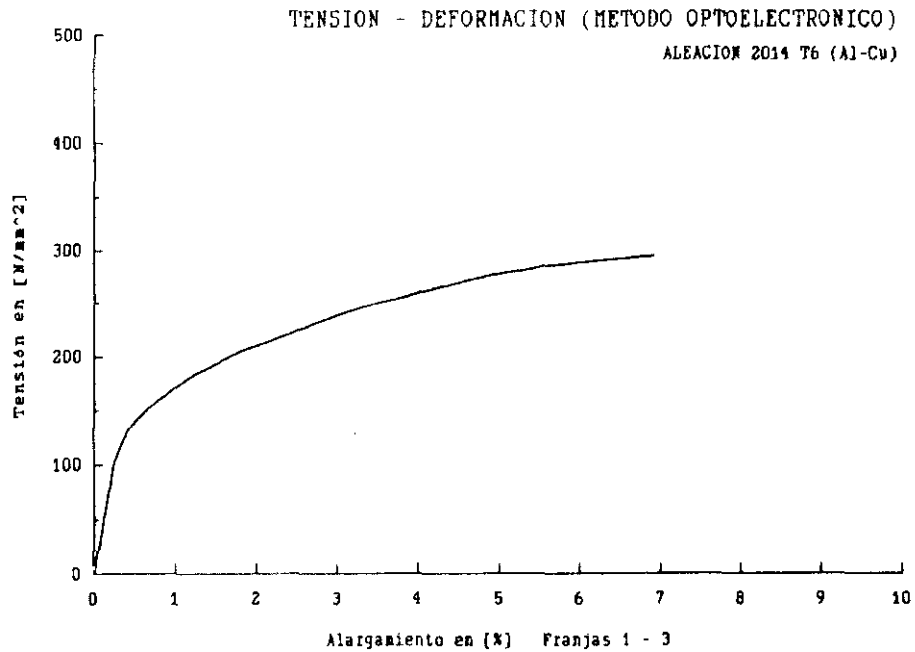


Figura 64.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 1-3. Método Optoelectrónico.

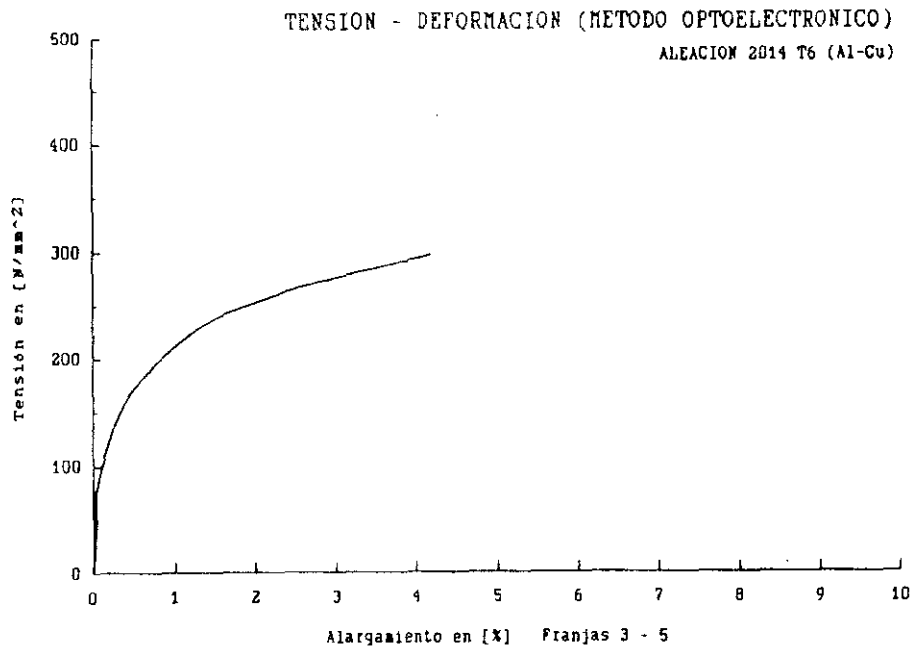


Figura 65.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.
Franjas 3-5. Método Optoelectrónico.

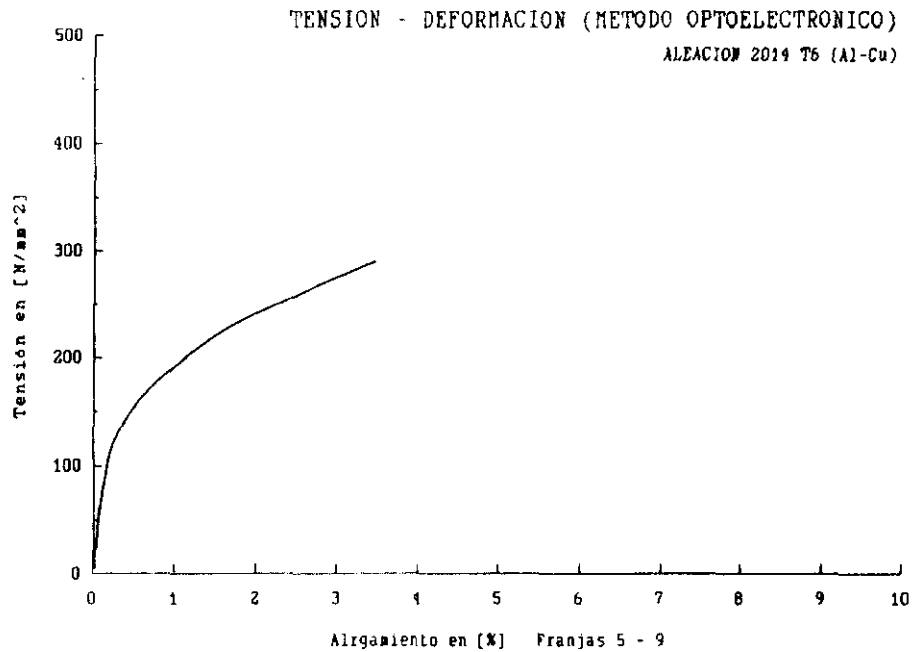


Figura 66.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 5-9. Método Optoelectrónico.

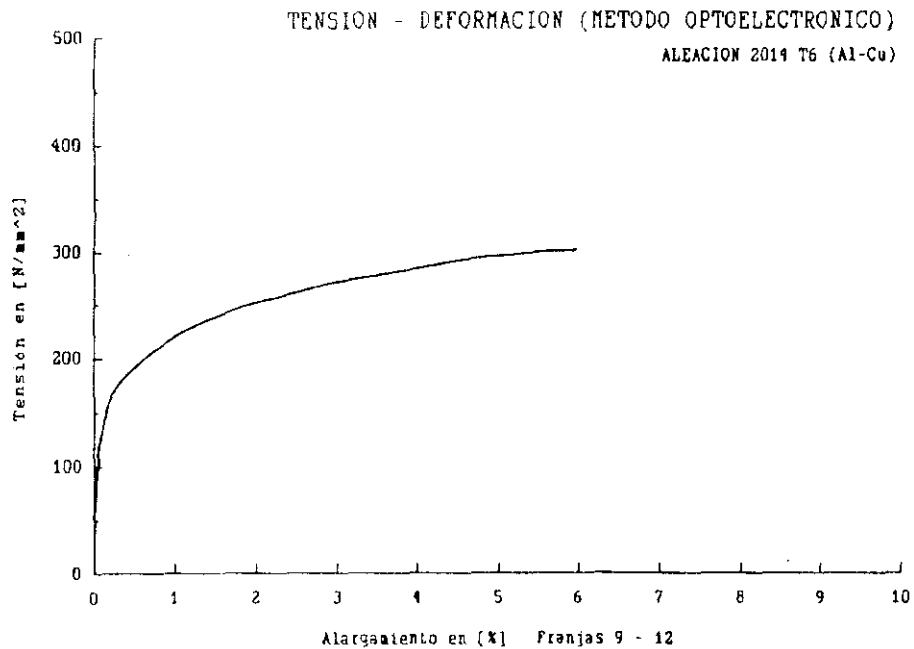


Figura 67.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 9-12. Método Optoelectrónico.

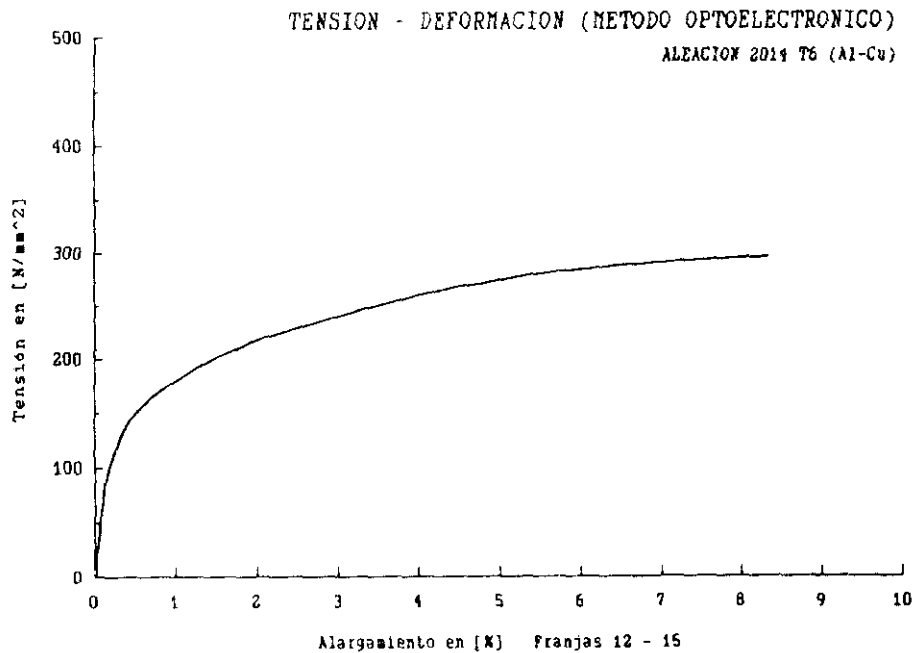


Figura 68.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 12-15. Método Optoelectrónico.

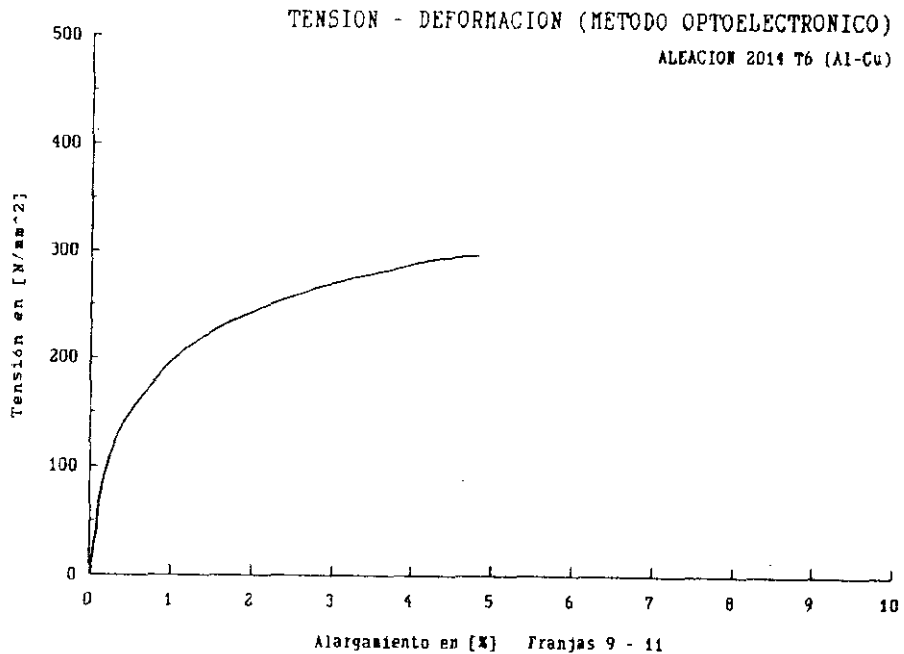


Figura 70.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 9-11. Método Optoelectrónico.

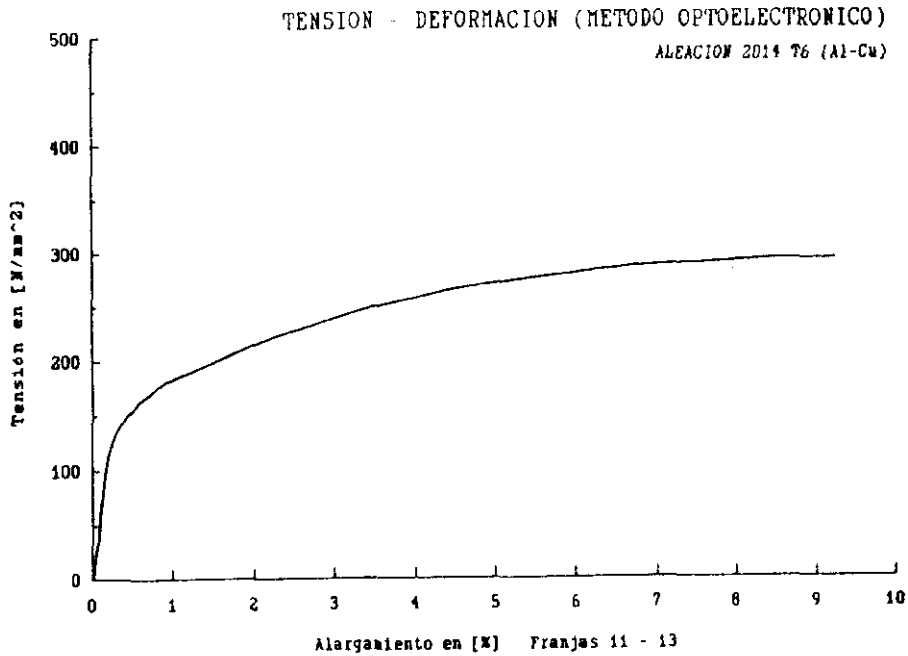


Figura 71.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 11-13. Método Optoelectrónico.

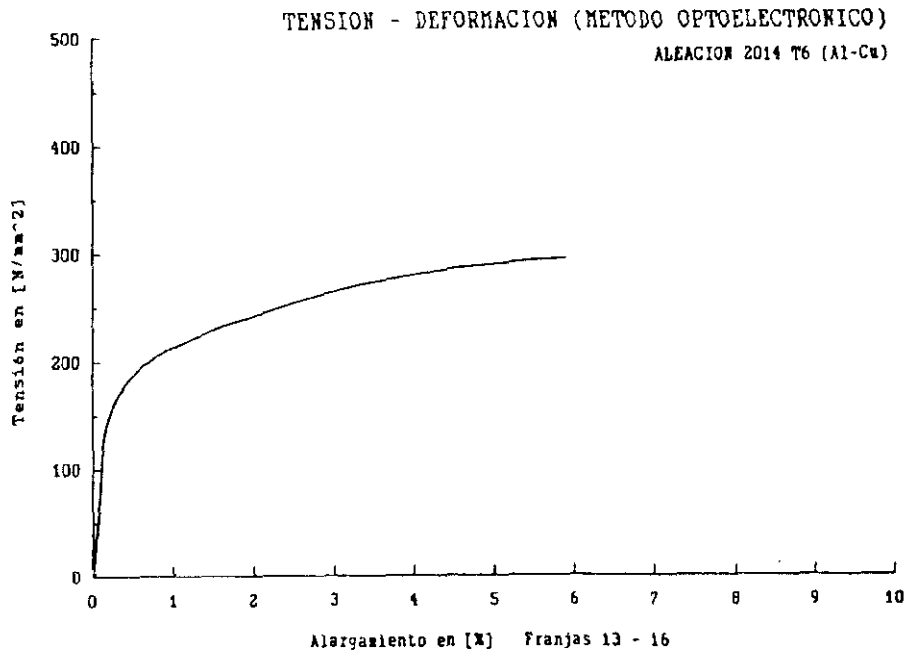


Figura 72.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.
Franjas 13-16. Método Optoelectrónico.

FIGURAS: 73 a 79

MATERIAL: Aleación 2014 T6 (Al-Cu)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Diferencial de la tensión (σ) respecto a la
diferencial de la deformación longitudinal (ϵ) [N/mm^2]
en función de la deformación longitudinal [%]

ESTUDIO LOCAL: Zonal

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la $d\sigma/d\epsilon$
respecto a la deformación longitudinal para
cada una de las distintas zonas presentes
en la junta soldada (Fig. 47):

1 - 16 : Datos globales

1 - 3 : ZAC [2]

3 - 5 : ZAC [1]

5 - 9 : BF

9 - 12 : ZAC [1]

12 - 16 : ZAC [2]

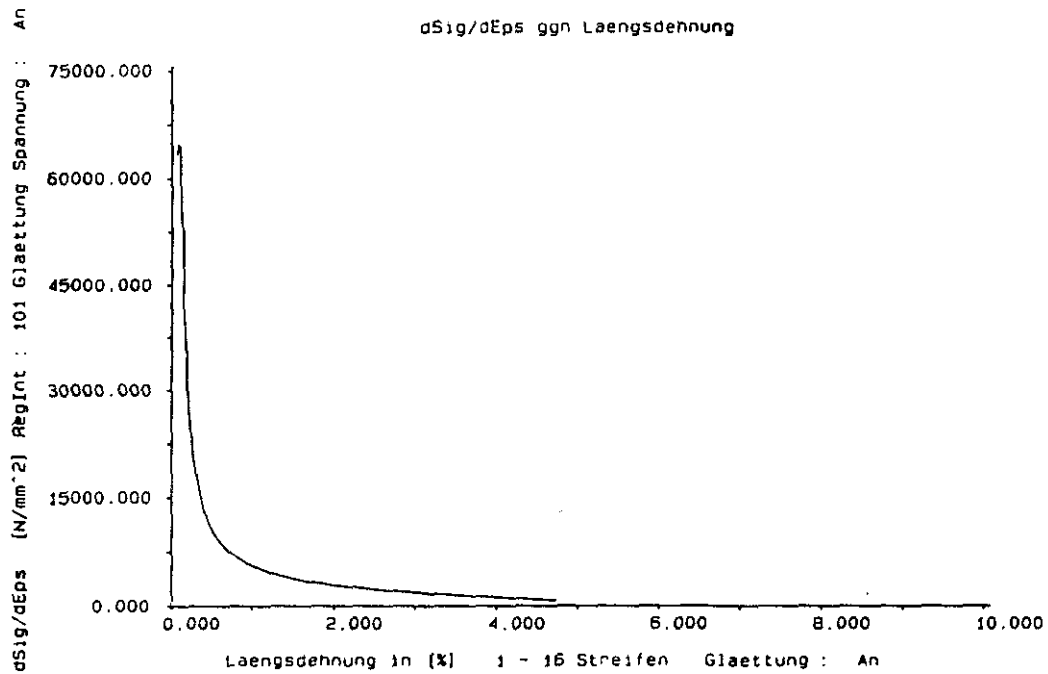


Figura 73 .- do / de en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 1 - 16. Método Optoelectrónico.

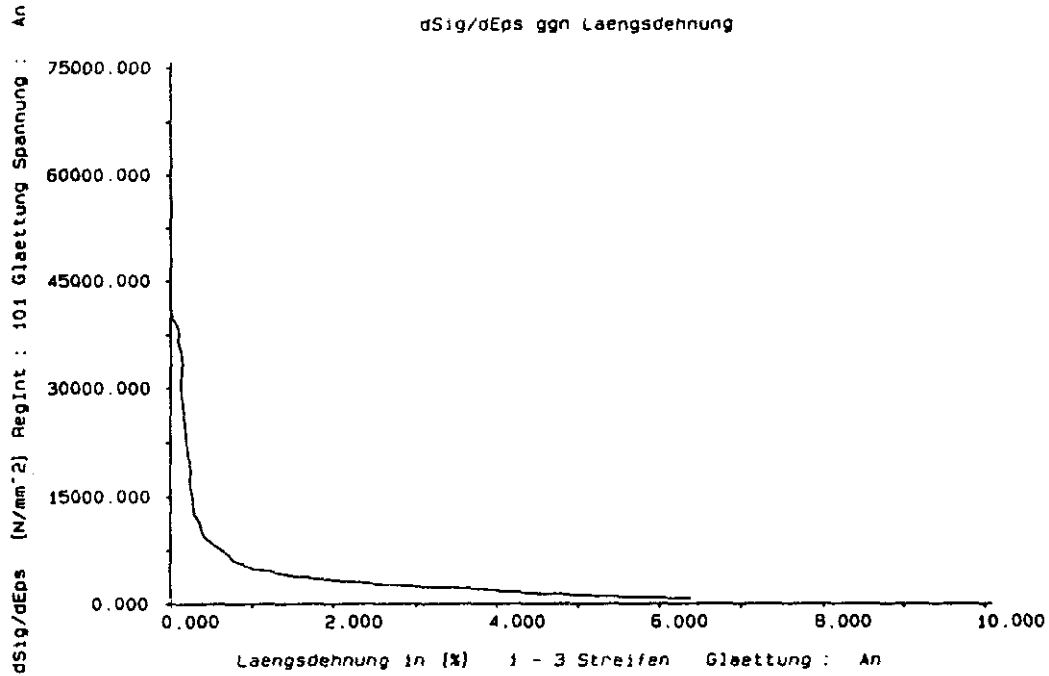


Figura 74 .- da / de en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 1 - 3. Método Optoelectrónico.

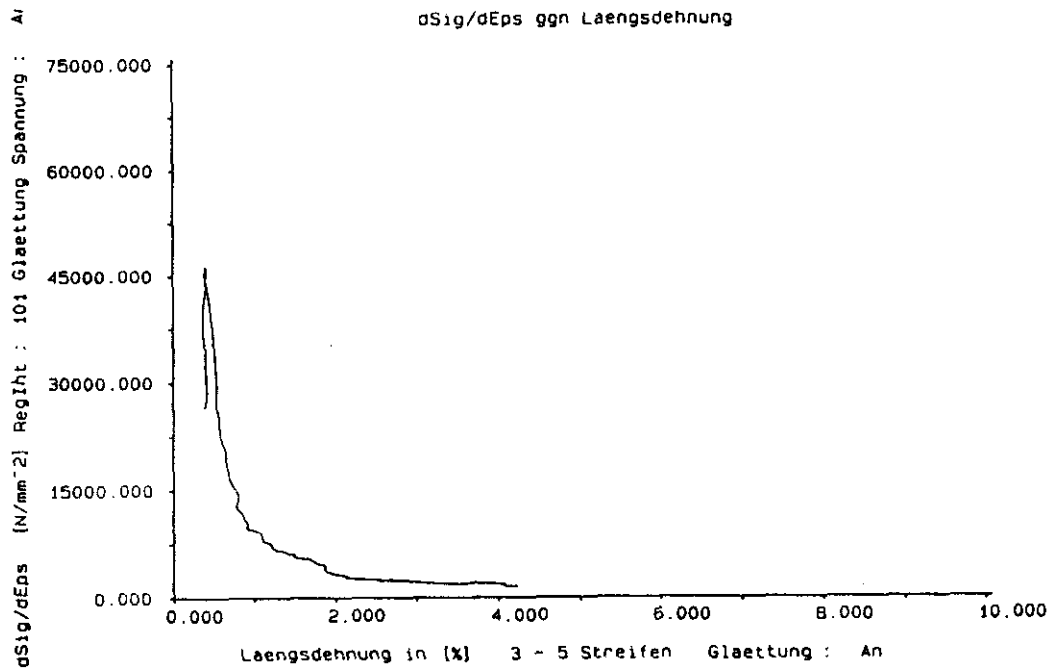


Figura75 .- da / de en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.
Franjas 3 - 5. Método Optoelectrónico.

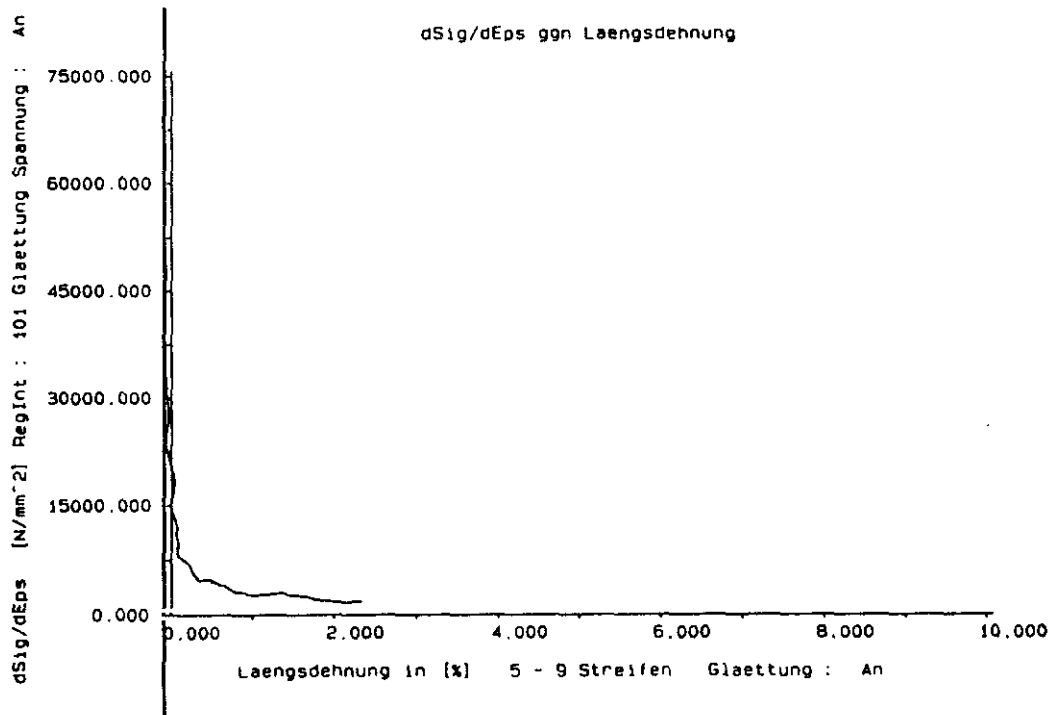


Figura 76 .- de / de en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 5 - 9. Método Optoelectrónico.

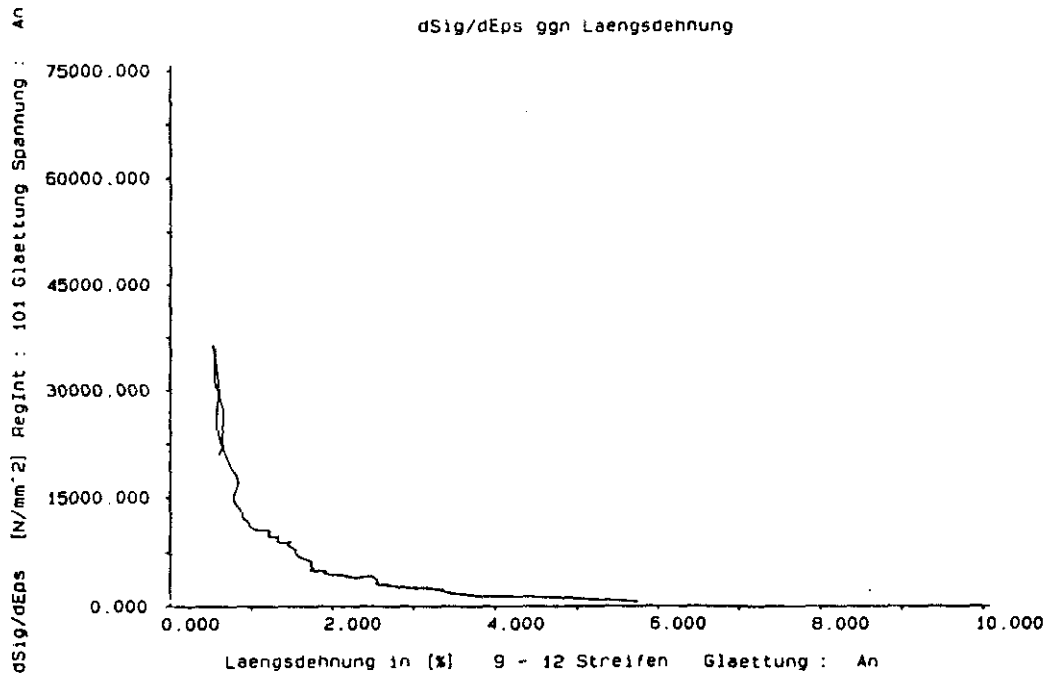


Figura 77 .- $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$ en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 9 - 12. Método Optoelectrónico.

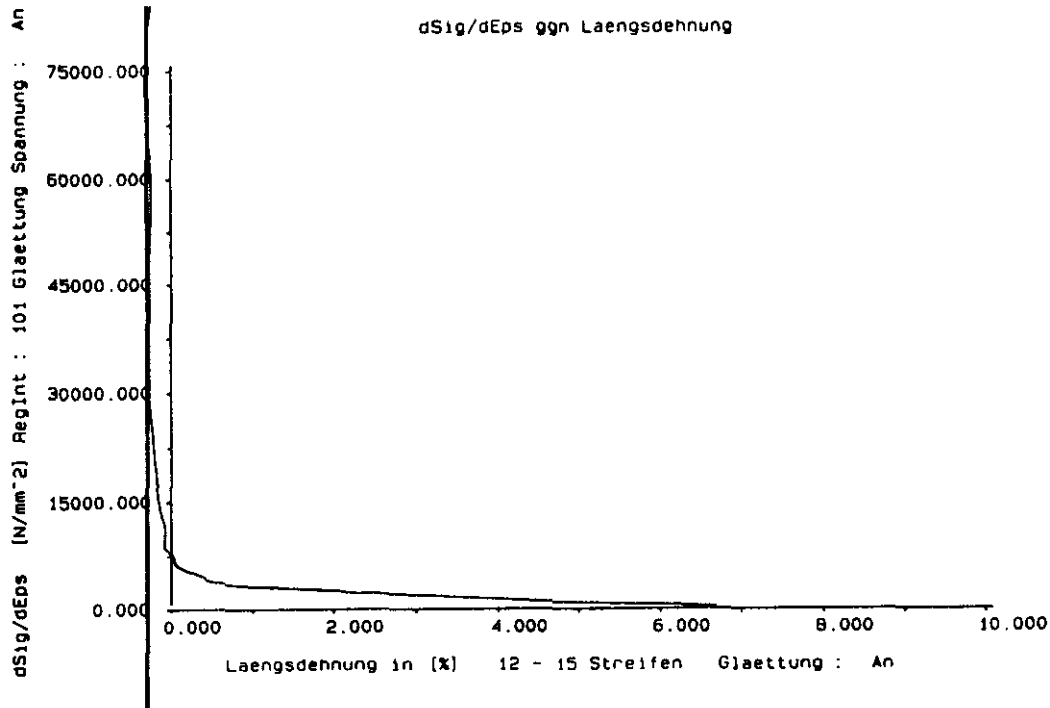


Figura 78 $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 12 - 15. Método Optoelectrónico.

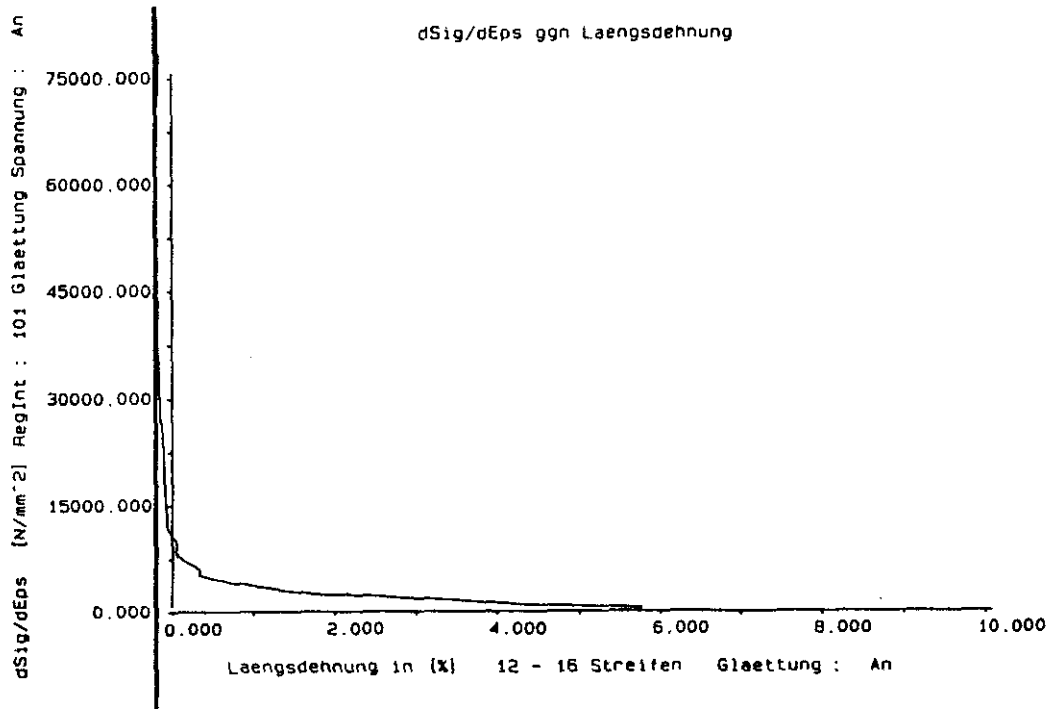


Figura 79 .- $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$ en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 12 - 16. Método Optoelectrónico.

En el trazado de la curva que relaciona la $d\sigma/de$ con la deformación longitudinal, influyen los primeros datos erróneos debidos a las lecturas en vacío (antes de la aplicación de la carga), ajustes de la máquina, acoplamiento de mordazas, deslizamientos, etc., e incluso los datos tomados con posterioridad a la rotura de la probeta.

Los valores antes del máximo se corresponden con el campo elástico, de forma que el trazado de esta curva representa la variación del módulo de Young con respecto al alargamiento. Incluso dicho valor máximo se ve, también, influenciado por el resto de los valores dentro del campo plástico.

Acotando el intervalo de alargamiento y el número de barridos a considerar, y variando el intervalo de regresión de los datos, el programa permite obtener el trazado de la curva para, únicamente, la zona del máximo valor del módulo de Young. Éste máximo valor no es único, sino que se encuentra acotado en un intervalo de probabilidad de un valor seguro.

Es posible ajustar estos valores a una curva, en un intento de evitar la dispersión de los mismos, pero con esto sólo se consigue perder exactitud en el rango del módulo.

FIGURAS: 80 a 91

MATERIAL: Aleación 2014 T6 (Al-Cu)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Diferencial de la tensión (σ) respecto a la diferencial de la deformación longitudinal (ϵ) [N/mm^2] en función de la deformación longitudinal [%]

ESTUDIO LOCAL: Zonal. Calculo del módulo de Young

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la $d\sigma/d\epsilon$ respecto a la deformación longitudinal para cada una de las distintas zonas presentes en la junta soldada (Fig. 47). Se muestra el intervalo de probabilidad de un valor seguro para el módulo de Young. Cada gráfica indica los intervalos de barridos del láser (Scanns) y de regresión lineal empleados en el cálculo. Para cada gráfica se muestran los datos y la curva a la que se ajustan:

1 - 16 : Datos globales

1 - 3 : ZAC [2]

3 - 5 : ZAC [1]

5 - 9 : BF

9 - 12 : ZAC [1]

12 - 16 : ZAC [2]

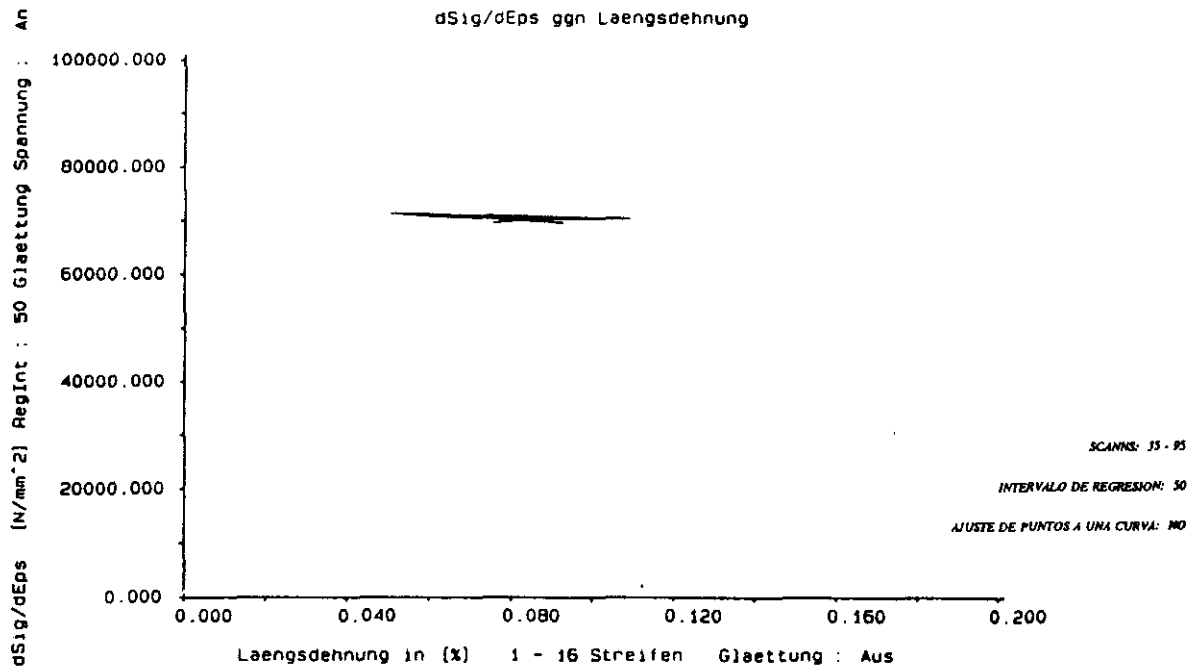


Figura 80 .- do / de en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 1 - 16. Método Optoelectrónico.

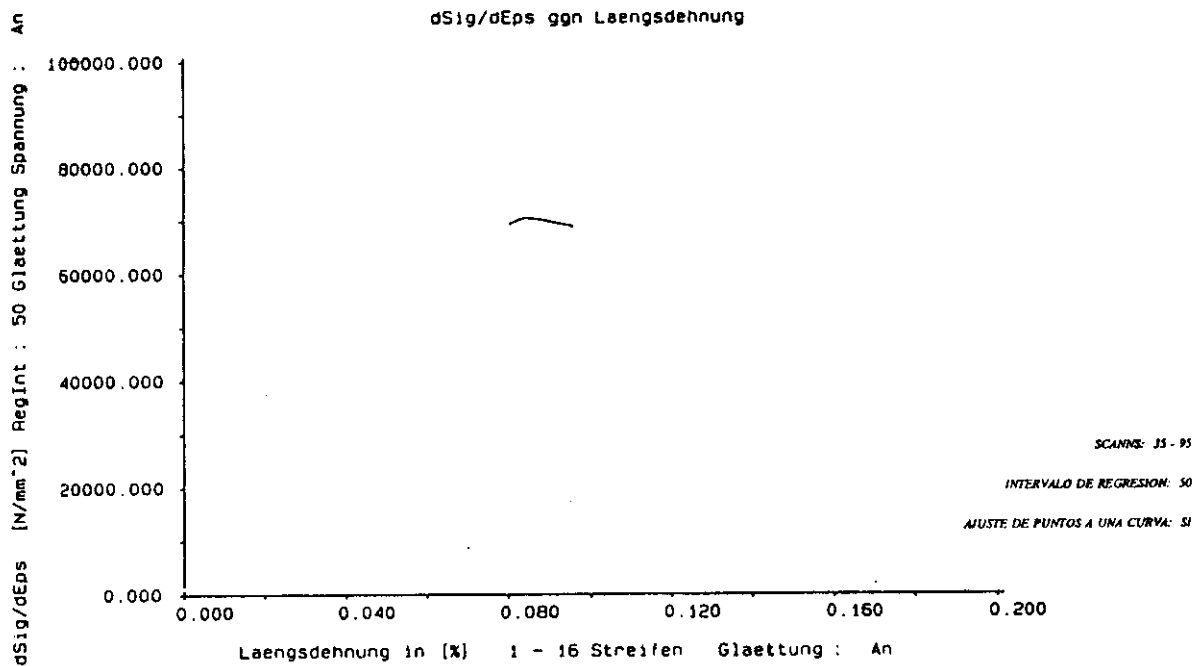


Figura 81 .- da / de en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 1 - 16. Método Optoelectrónico.

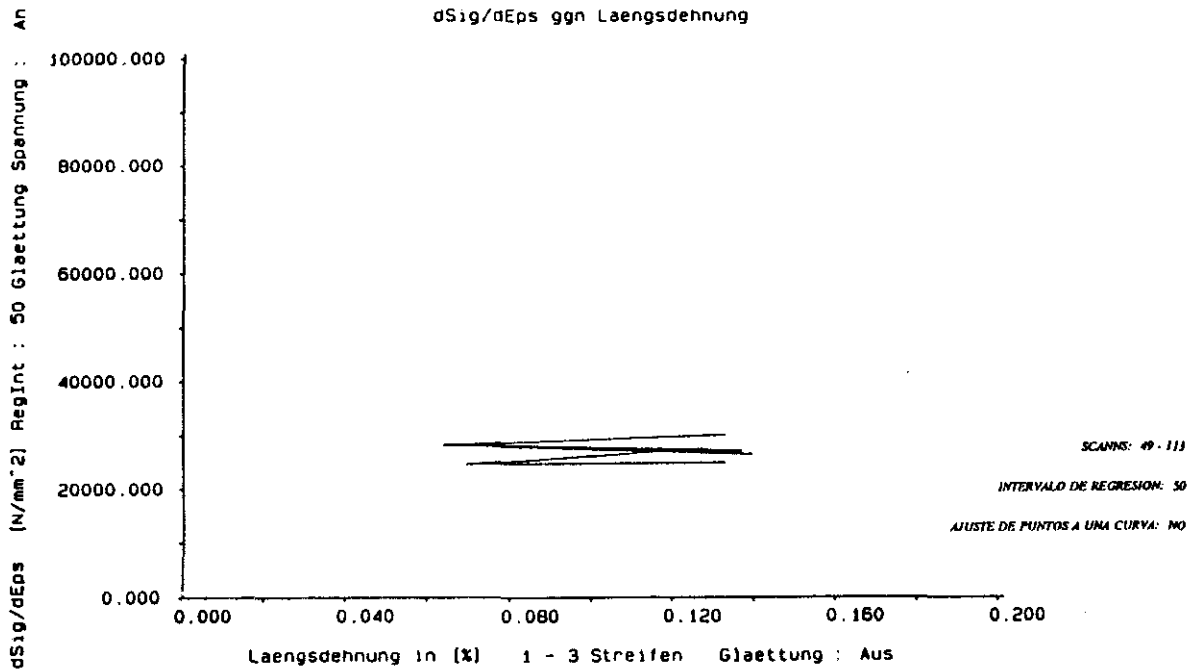


Figura 82 .- da / de en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 1 - 3. Método Optoelectrónico.

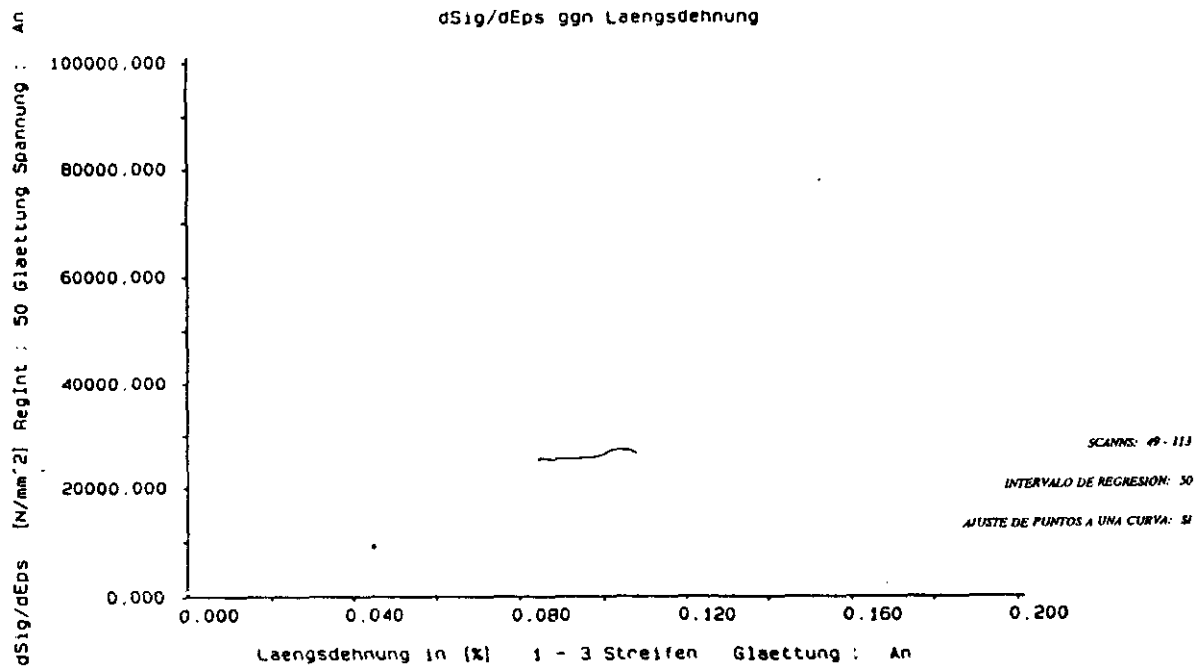


Figura 83 .- da / de en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.
 Franjas 1 - 3. Método Optoelectrónico.

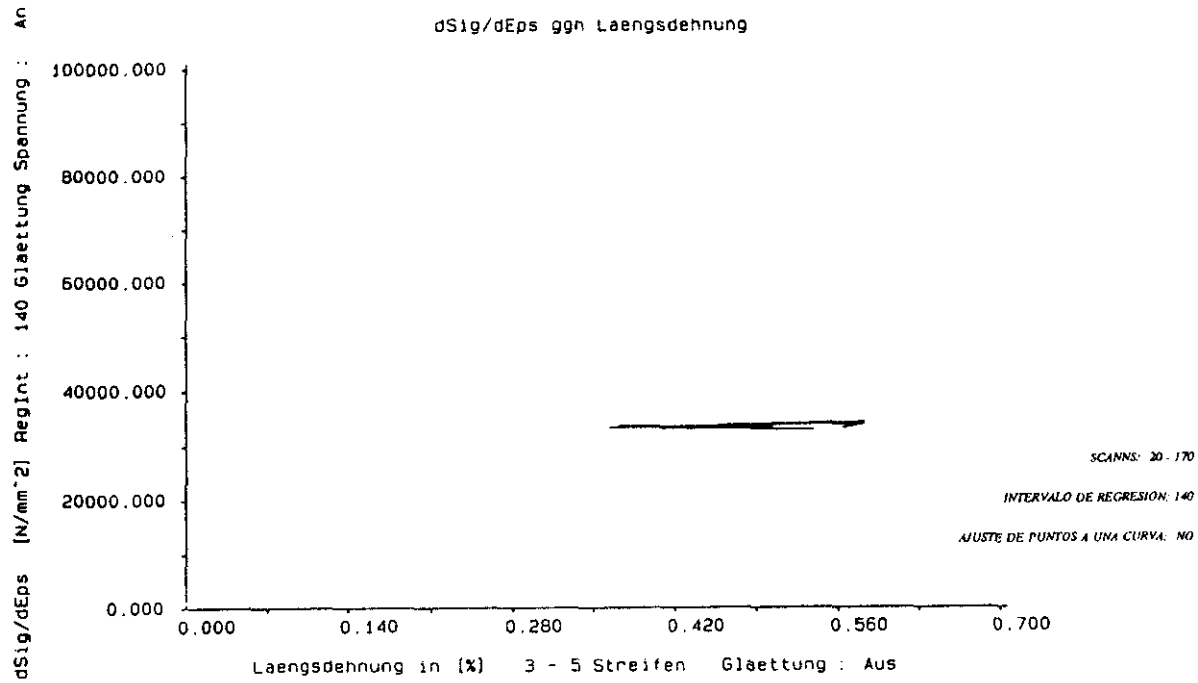


Figura 84 .- da / de en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 3 - 5. Método Optoelectrónico.

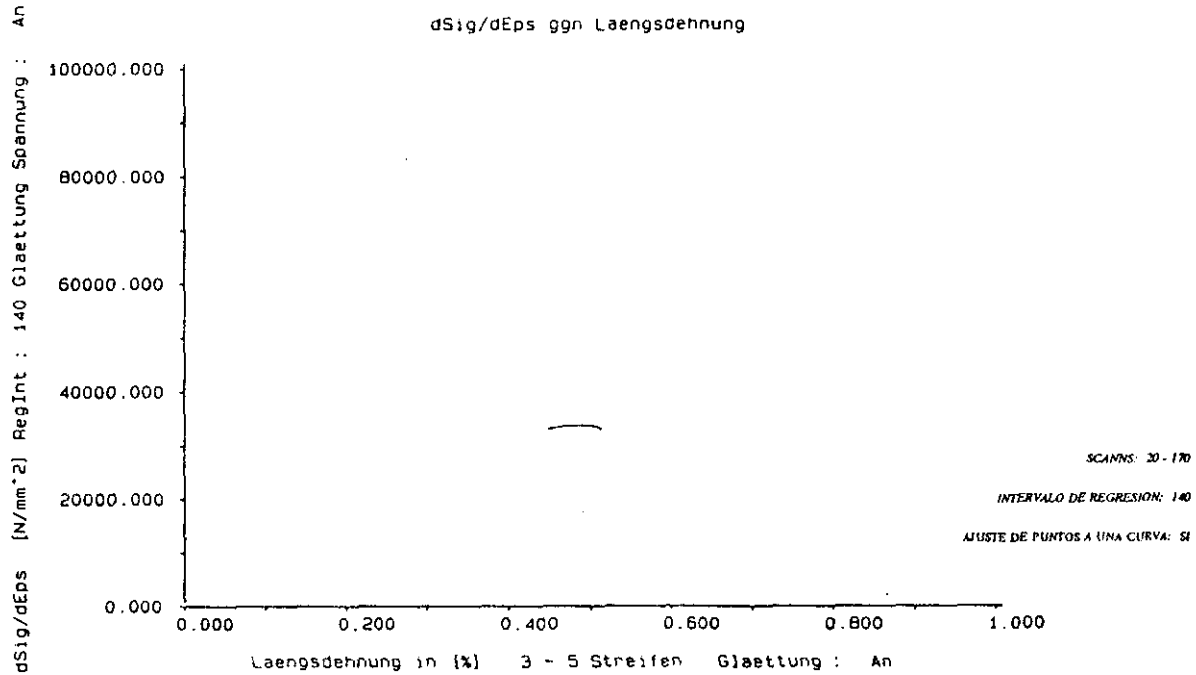


Figura 85 .- da / de en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 3 - 5. Método Optoelectrónico.

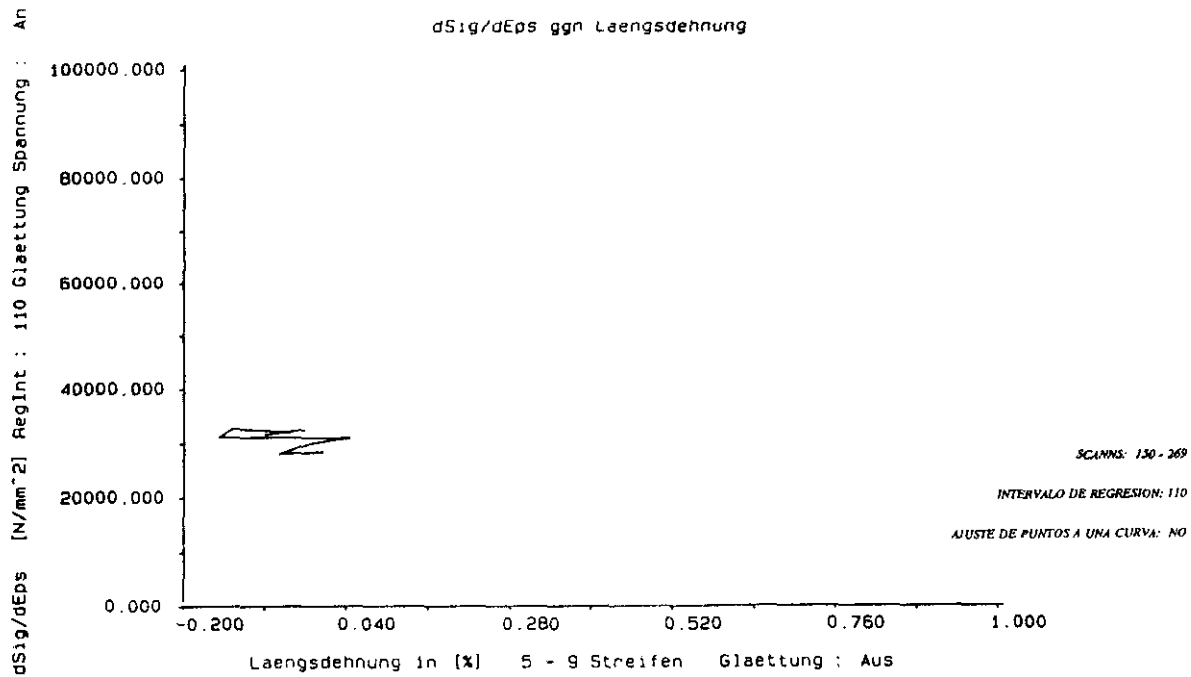


Figura 86 .- $d\sigma / d\epsilon$ en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 5 - 9. Método Optoelectrónico.

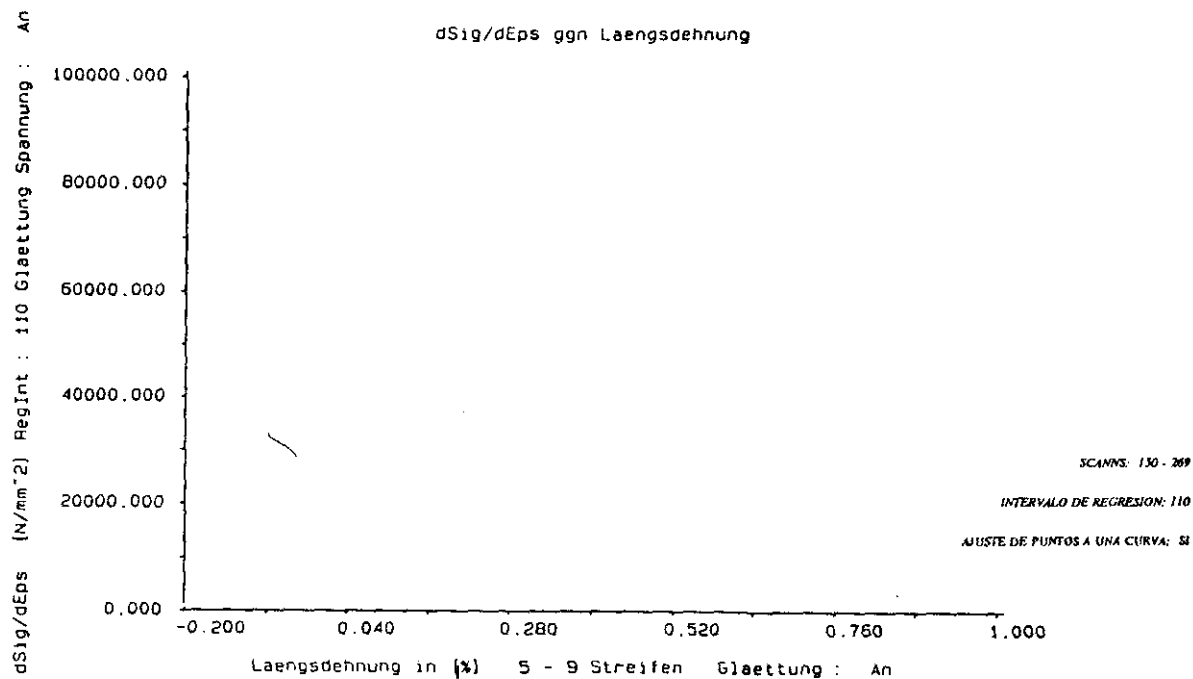


Figura 87 .- da / de en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.
 Franjas 5 - 9. Método Optoelectrónico.

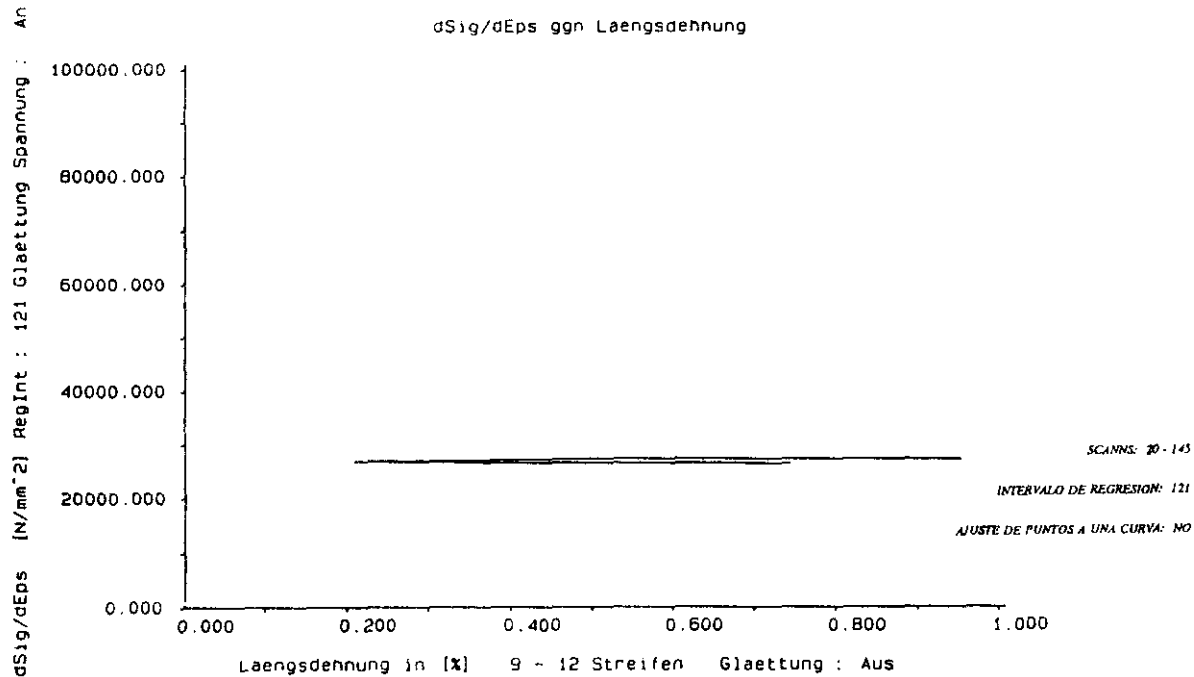


Figura 88 .- da / de en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 9 - 12. Método Optoelectrónico.

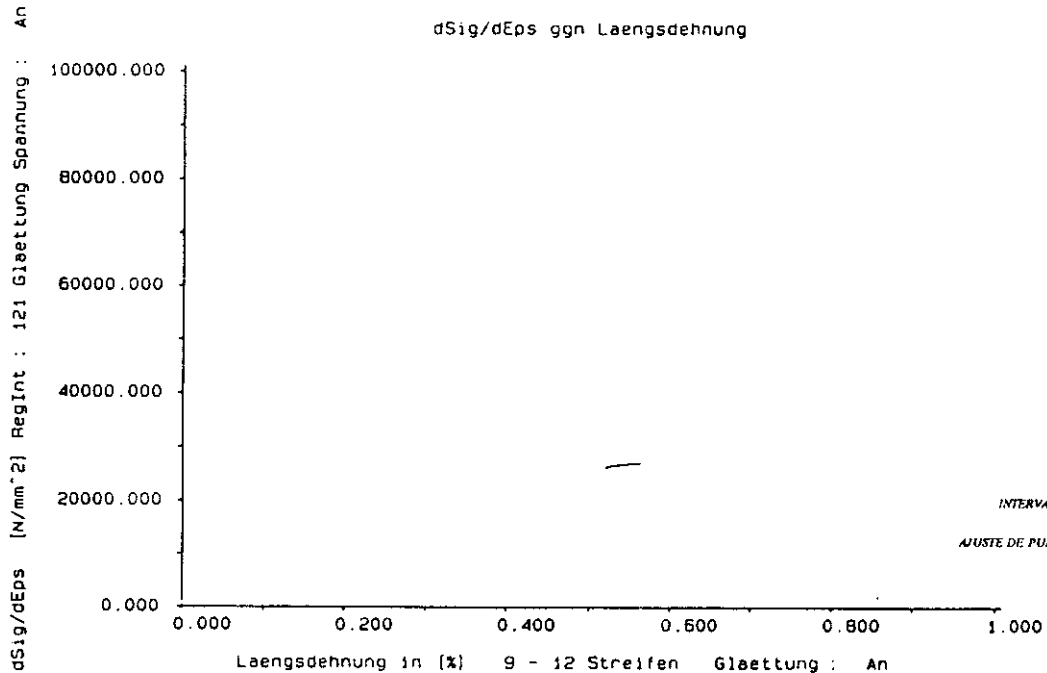


Figura 89 .- da / de en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 9 - 12. Método Optoelectrónico.

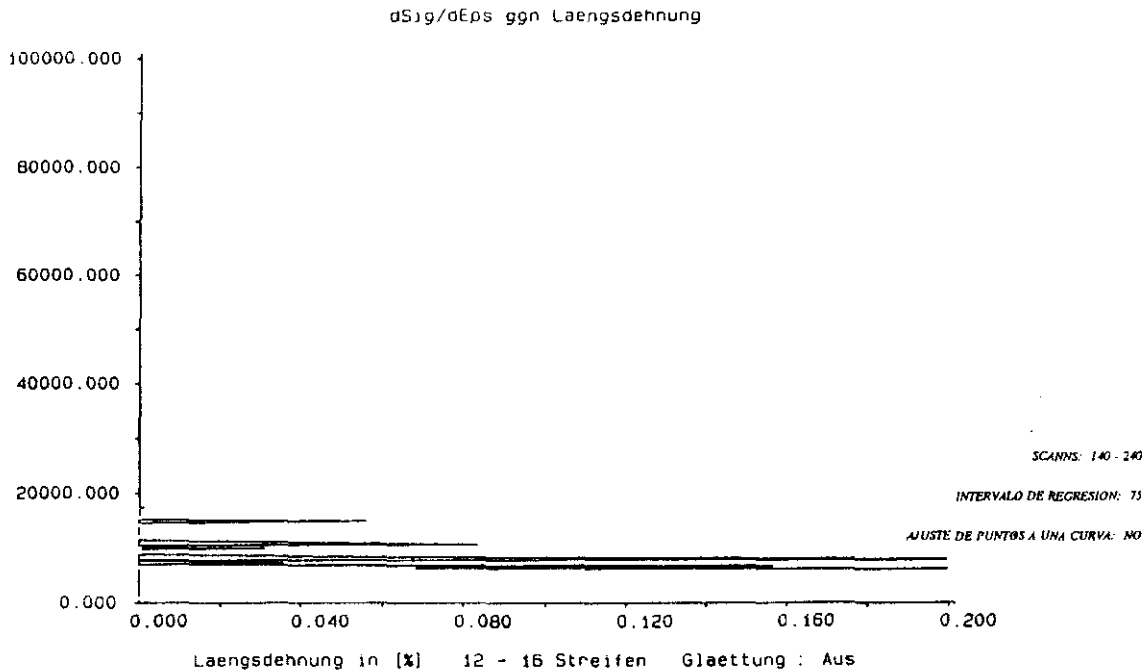


Figura 90 .- do / de en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 12 - 16. Método Optoelectrónico.

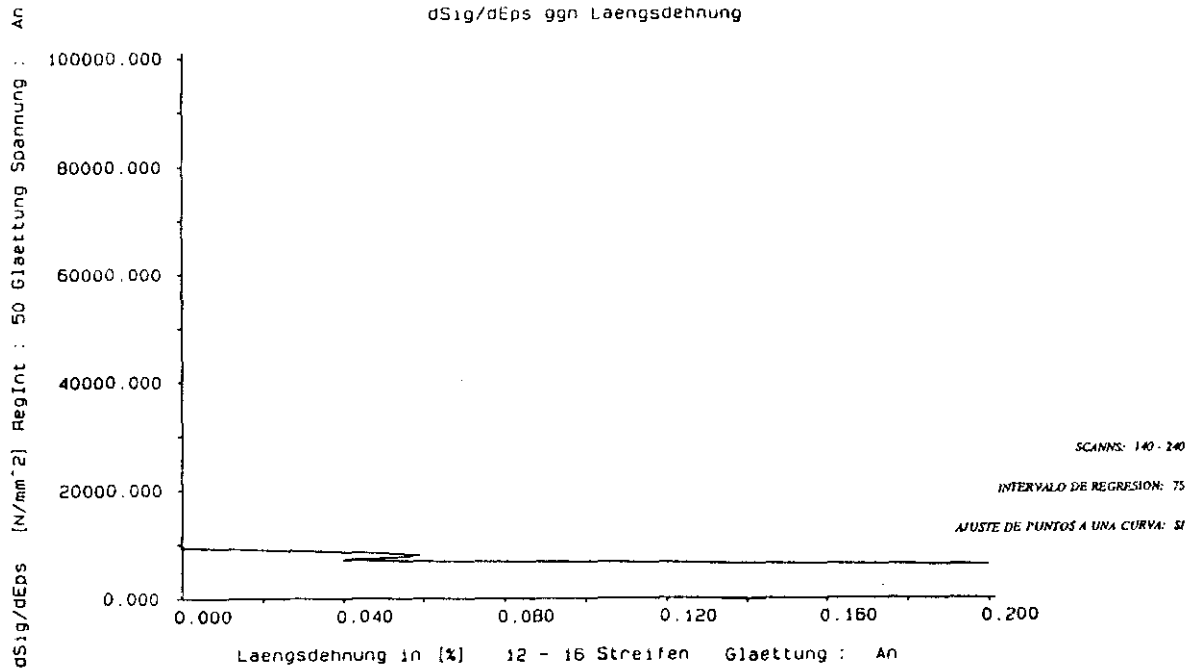


Figura 91 .- do / de en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 12 - 16. Método Optoelectrónico.

Un cálculo similar al efectuado para el módulo de Young puede realizarse en las gráficas que muestran la variación de la relación de contracción con la deformación longitudinal, teniendo en cuenta que dicho parámetro se identifica con la relación de Poisson únicamente dentro del campo elástico.

FIGURAS: 92 a 98

MATERIAL: Aleación 2014 T6 (Al-Cu)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Deformación transversal [%] en función de la
deformación longitudinal [%]

ESTUDIO LOCAL: Zonal

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la deformación
transversal respecto a la deformación
longitudinal para cada una de las distintas zonas
presentes en la junta soldada (Fig. 47):

1 - 16 : Datos globales

1 - 3 : ZAC [2]

3 - 5 : ZAC [1]

5 - 9 : BF

9 - 12 : ZAC [1]

12 - 16 : ZAC [2]

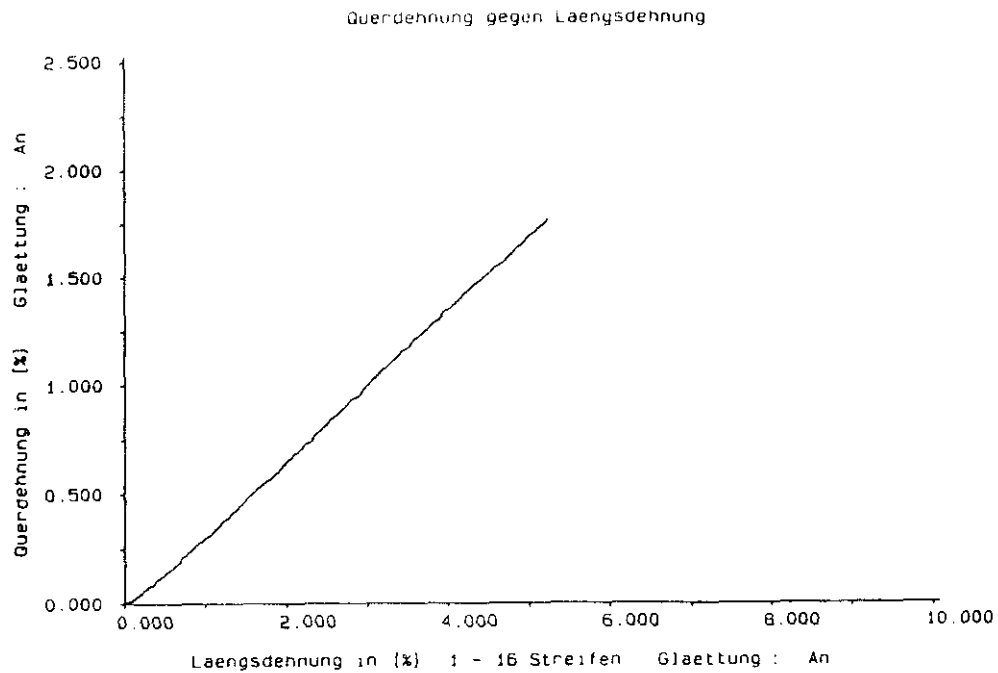


Figura 92.- Deformación Transversal en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 1 - 16. Método Optoelectrónico.

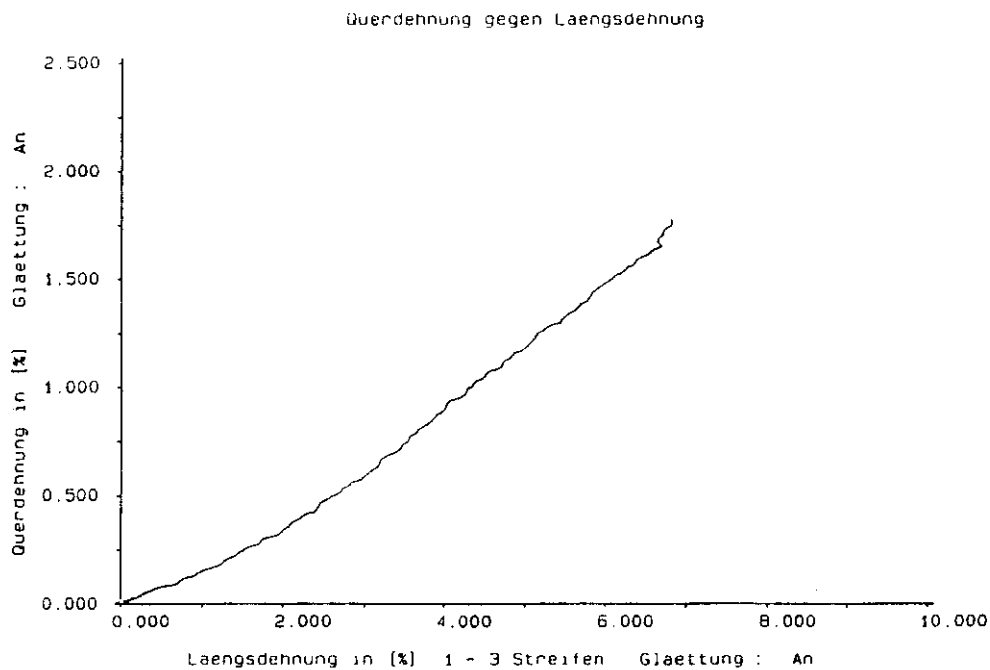


Figura 93 .- Deformación Transversal en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 1 - 3. Método Optoelectrónico.

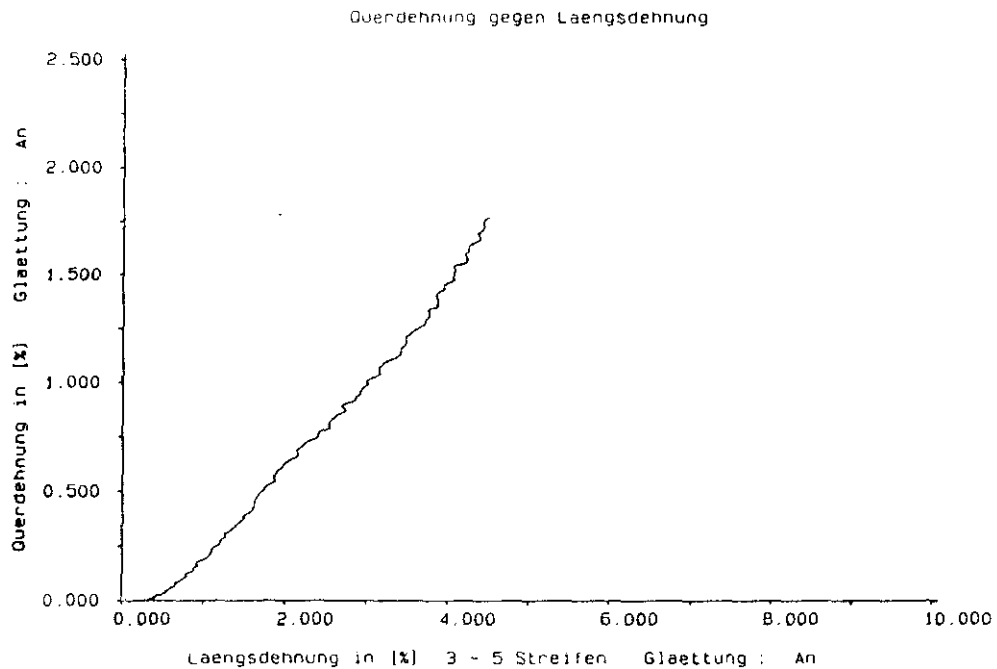


Figura 94.- Deformación Transversal en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 3 - 5. Método Optoelectrónico.

Querdehnung gegen Laengsdehnung

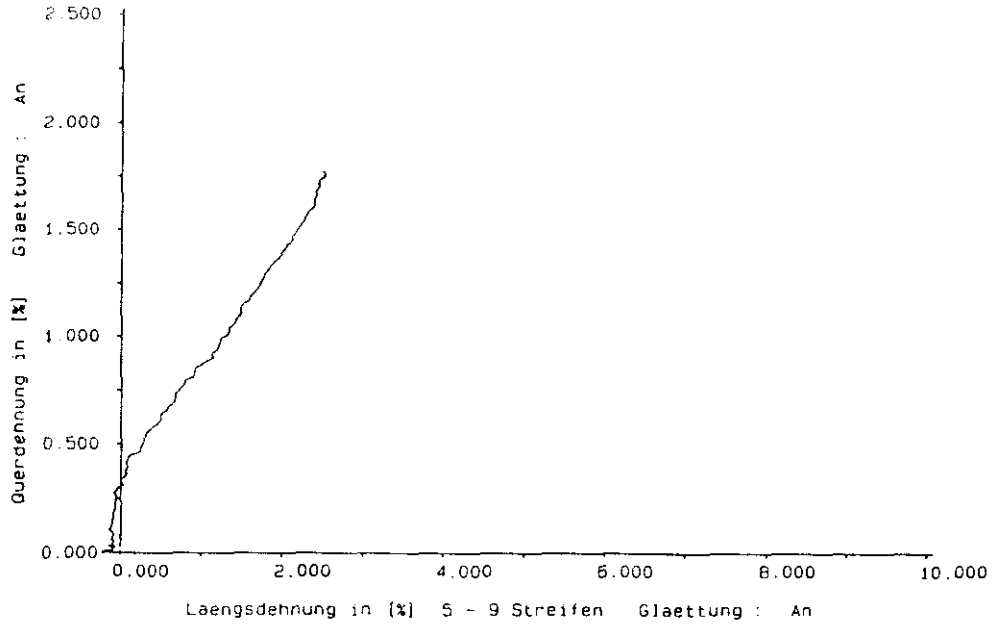


Figura 95.- Deformación Transversal en Función de la Deformación Longitudinal. Alesción 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 5 - 9. Método Optoelectrónico.

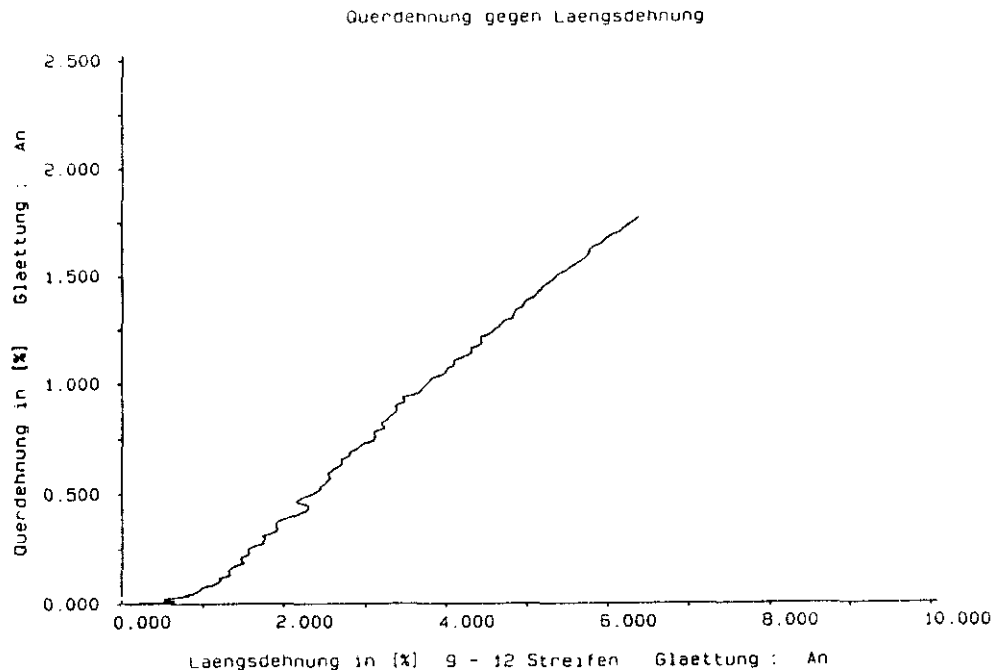


Figura 96.- Deformación Transversal en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 9 - 12. Método Optoelectrónico.

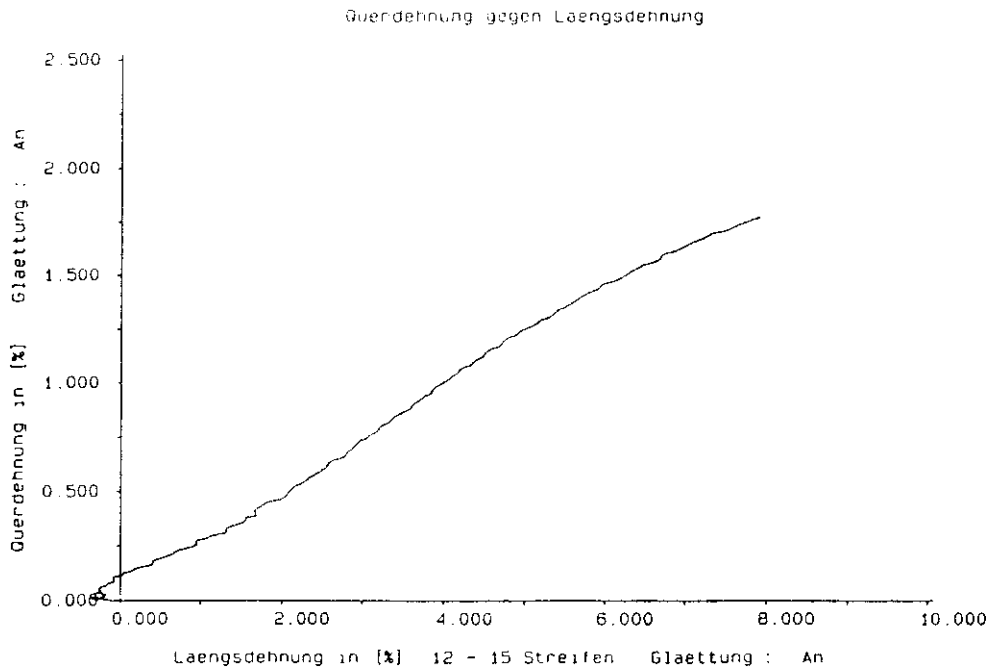


Figura 97 .- Deformación Transversal en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 12 - 15. Método Optoelectrónico.

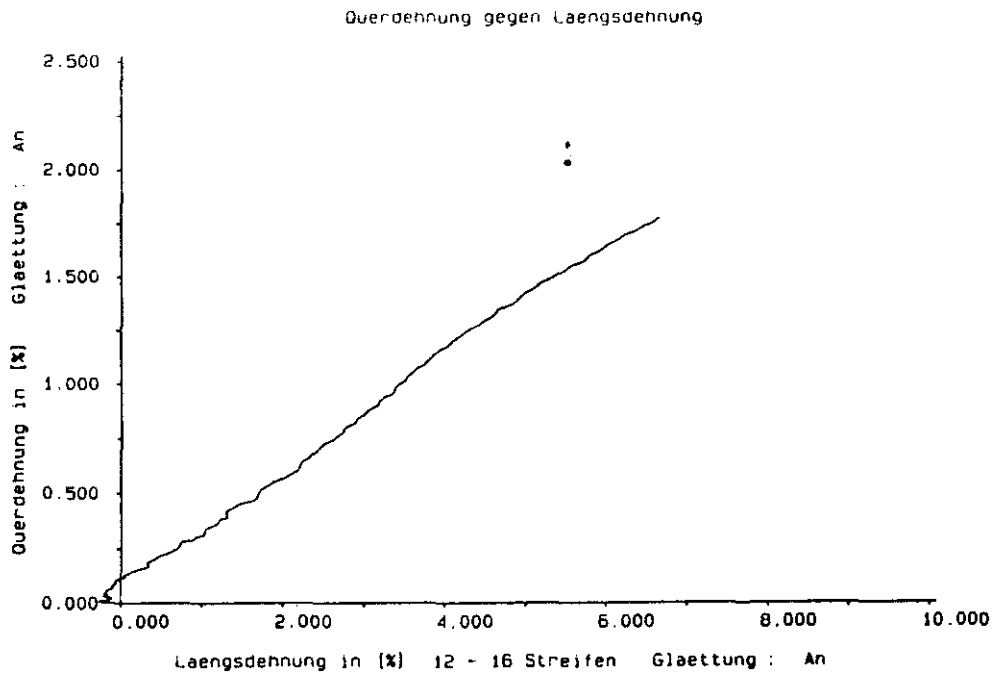


Figura 98 .- Deformación Transversal en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 12 - 16. Método Optoelectrónico.

FIGURAS: 99 a 105

MATERIAL: Aleación 2014 T6 (Al-Cu)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Deformación transversal dividida entre la deformación longitudinal (relación de contracción) en función de la deformación longitudinal [%]

ESTUDIO LOCAL: Zonal

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la relación de contracción respecto a la deformación longitudinal para cada una de las distintas zonas presentes en la junta soldada (Fig. 47):

1 - 16 : Datos globales

1 - 3 : ZAC [2]

3 - 5 : ZAC [1]

5 - 9 : BF

9 - 12 : ZAC [1]

12 - 16 : ZAC [2]

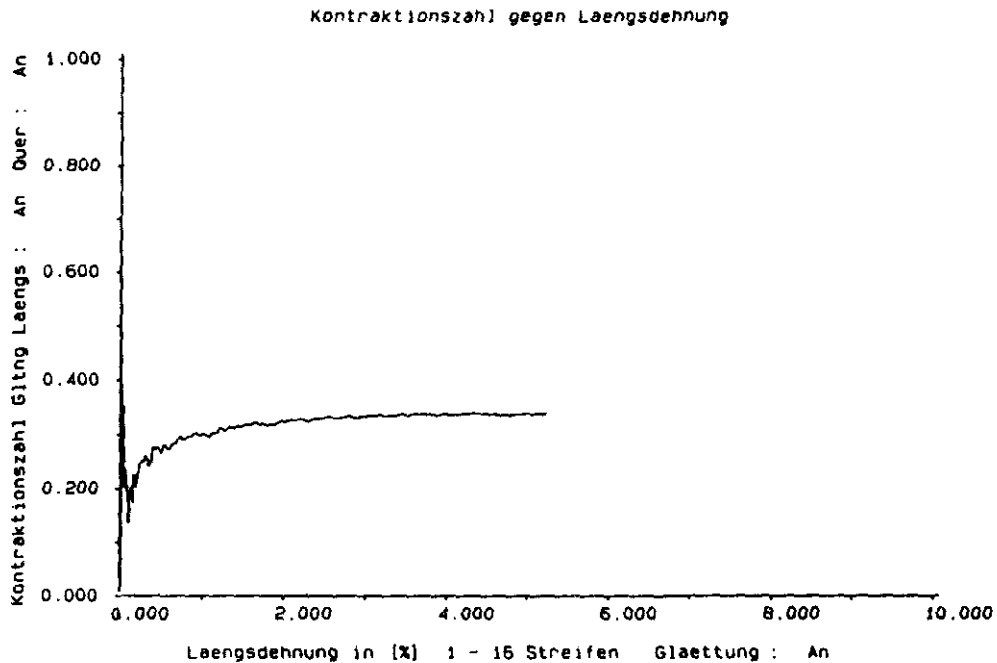


Figura 99 .- Relación de Contracción en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 1 - 16. Método Optoelectrónico.

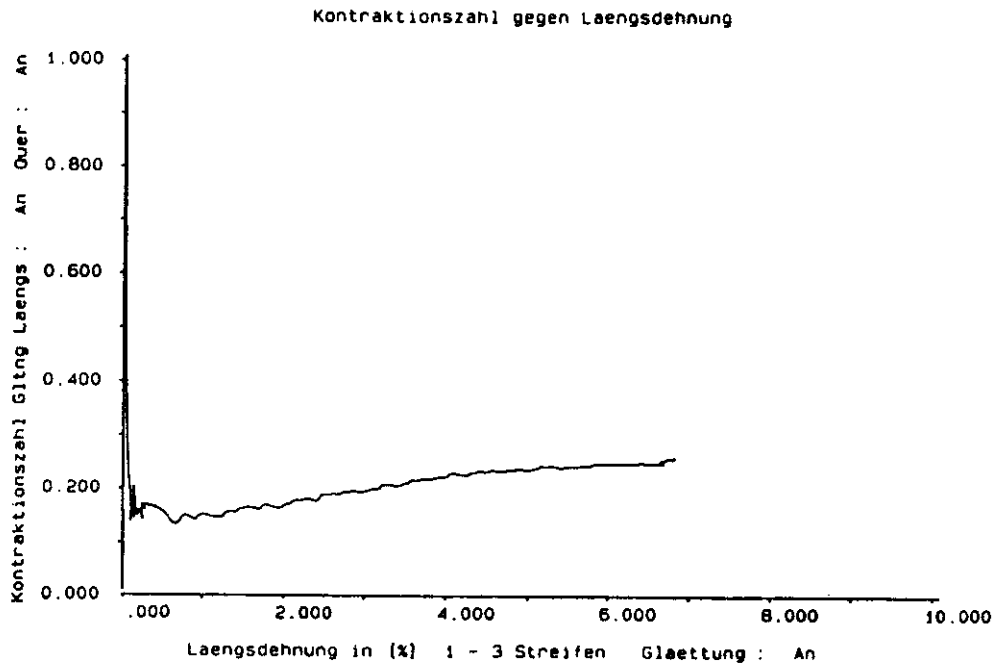


Figura 100.- Relación de Contracción en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.
Franjas 1 - 3. Método Optoelectrónico.

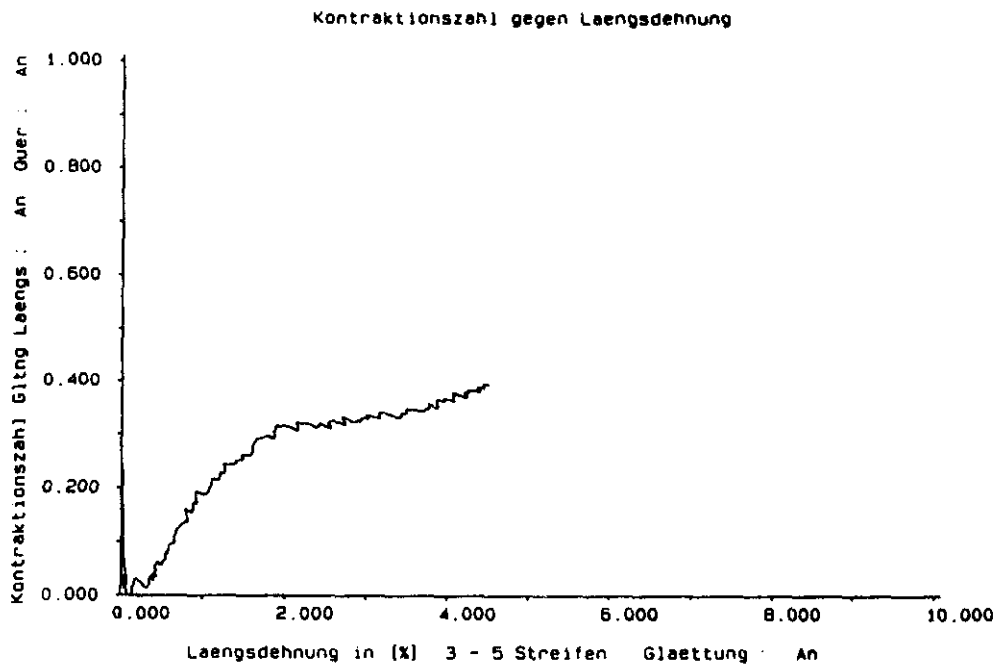


Figura 101 - Relación de Contracción en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 3 ~ 5. Método Optoelectrónico.

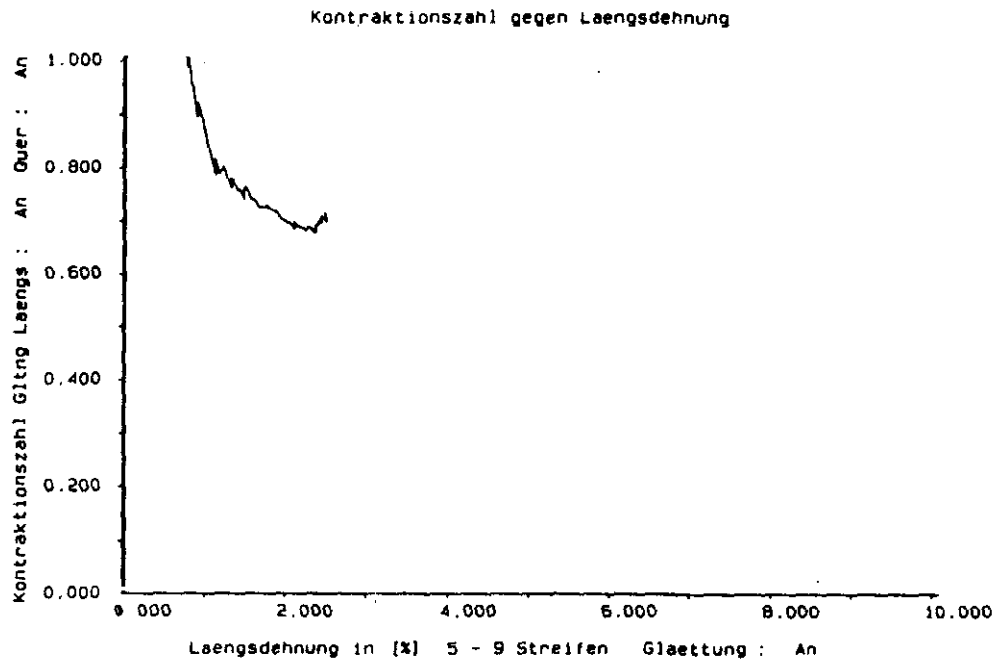


Figura 102.- Relación de Contracción en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 5 - 9. Método Optoelectrónico.

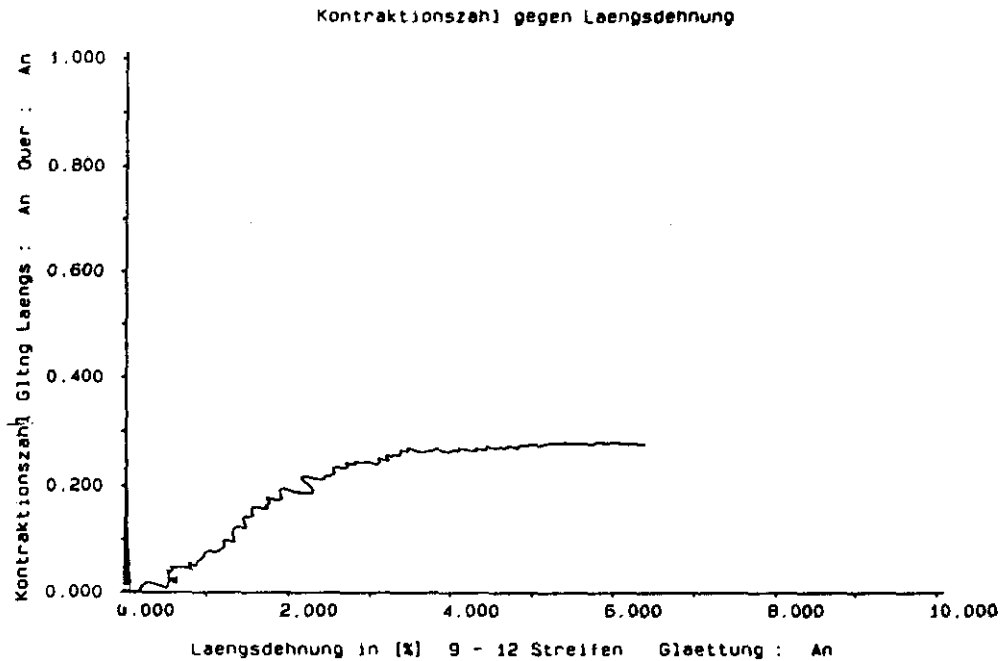


Figura 103.- Relación de Contracción en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 9 - 12. Método Optoelectrónico.

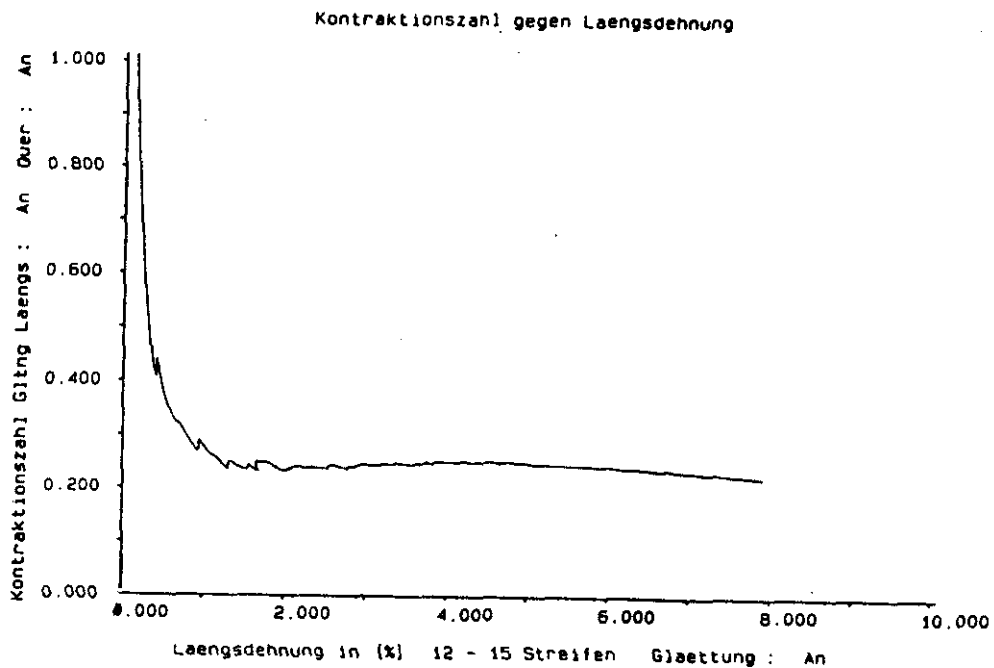


Figura 104.- Relación de Contracción en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 12 - 15. Método Optoelectrónico.

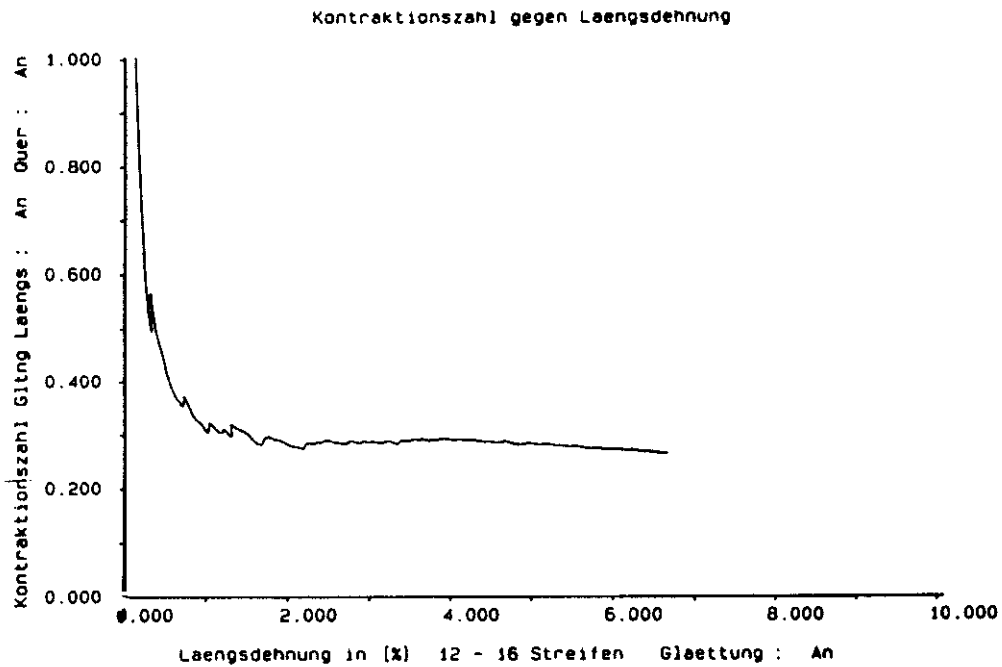


Figura 105.- Relación de Contracción en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 12 - 16. Método Optoelectrónico.

FIGURA: 106

MATERIAL: Aleación 2014 T6 (Al-Cu)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Tensión (N/mm^2) en función del tiempo de ensayo
(número de barridos del láser -scans)

ESTUDIO LOCAL: Global

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la tensión
con el tiempo.

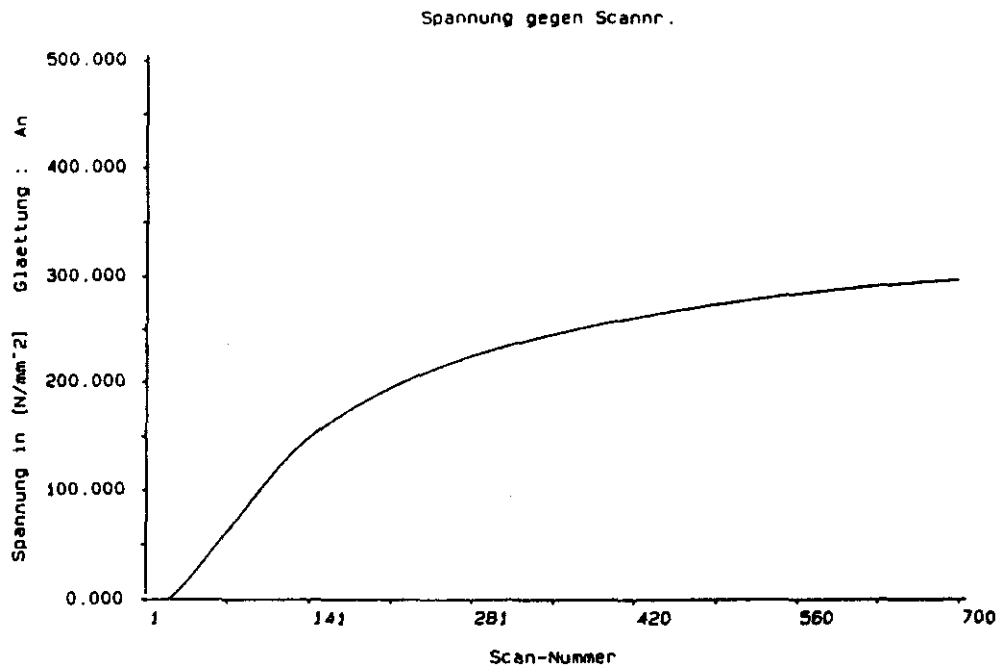


Figura 106.- Tensión en Función del Tiempo (Número de Scans). Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Método Optoelectrónico

FIGURA: 107

MATERIAL: Aleación 2014 T6 (Al-Cu)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Deformación transversal [%] en función del tiempo de
ensayo (número de barridos del láser -scans)

ESTUDIO LOCAL: Global

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la
deformación transversal con el tiempo.

Querdehnung gegen Scannr.

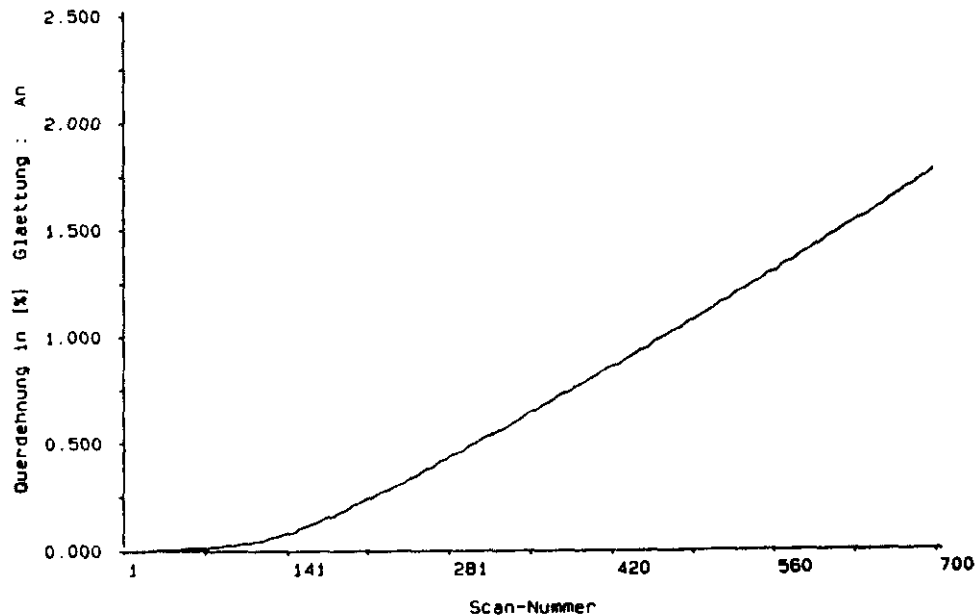


Figura 107.- Deformación Transversal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Método Optoelectrónico.

FIGURAS: 108 a 123

MATERIAL: Aleación 2014 T6 (Al-Cu)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Deformación longitudinal [%] en función del tiempo de ensayo (número de barridos del láser -scans)

ESTUDIO LOCAL: Franja a franja

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la deformación longitudinal con el tiempo para cada espaciado entre dos franjas contiguas.

Se muestra, también, la variación de la deformación longitudinal con el tiempo de ensayo para cada espaciado en dos tipos de gráficos diferentes (Figs. 124 y 125).

Así mismo, se muestra el estadio final del proceso de visualización por ordenador del ensayo de tracción (Fig. 126).

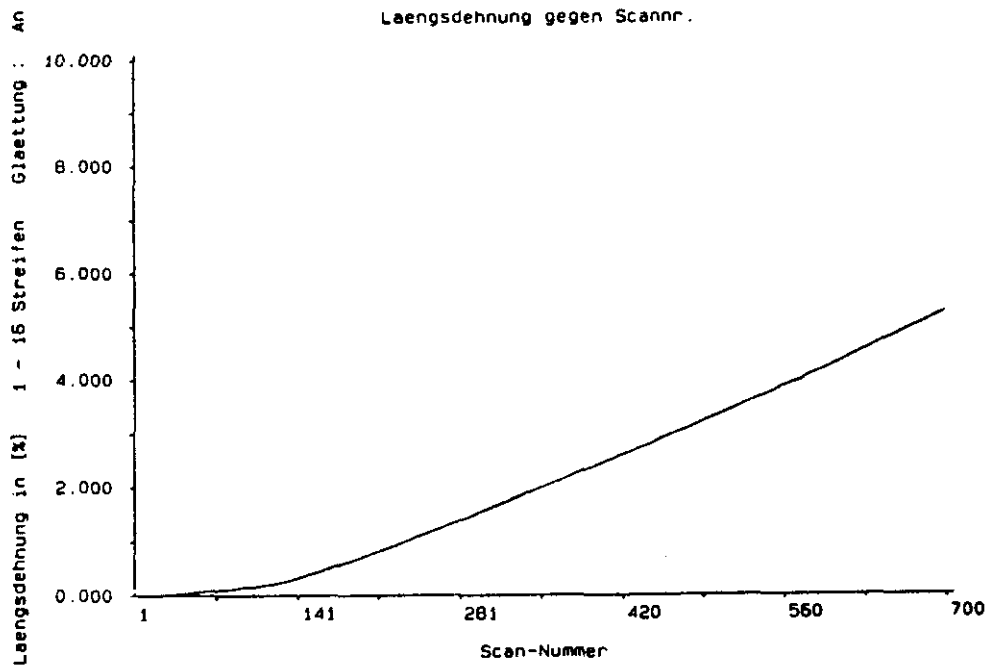


Figura 108.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 1 - 16. Método Optoelectrónico.

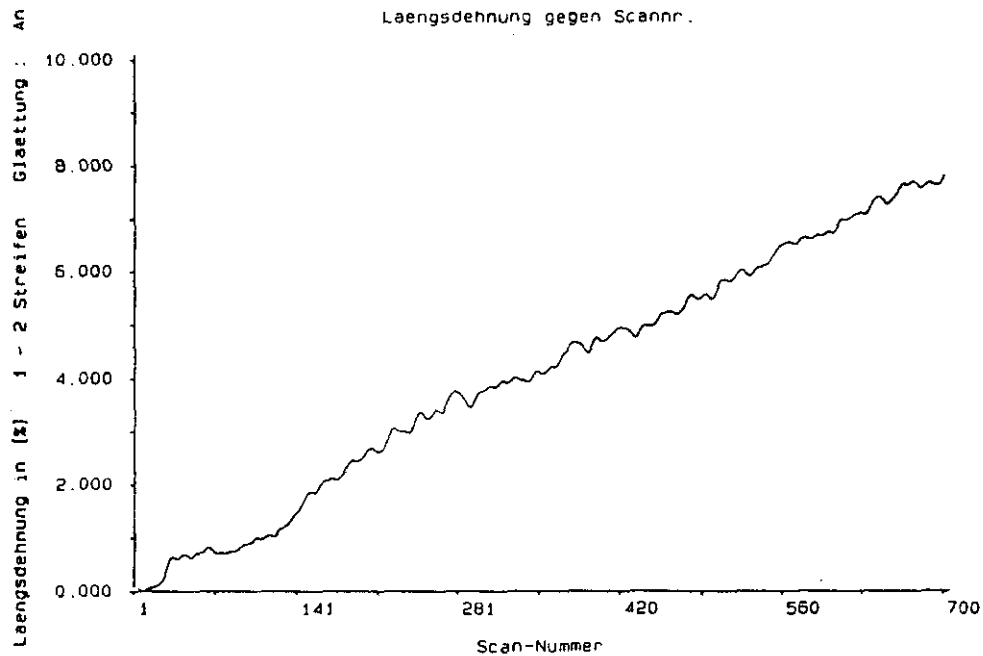


Figura 109.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 1 - 2. Método Optoelectrónico.

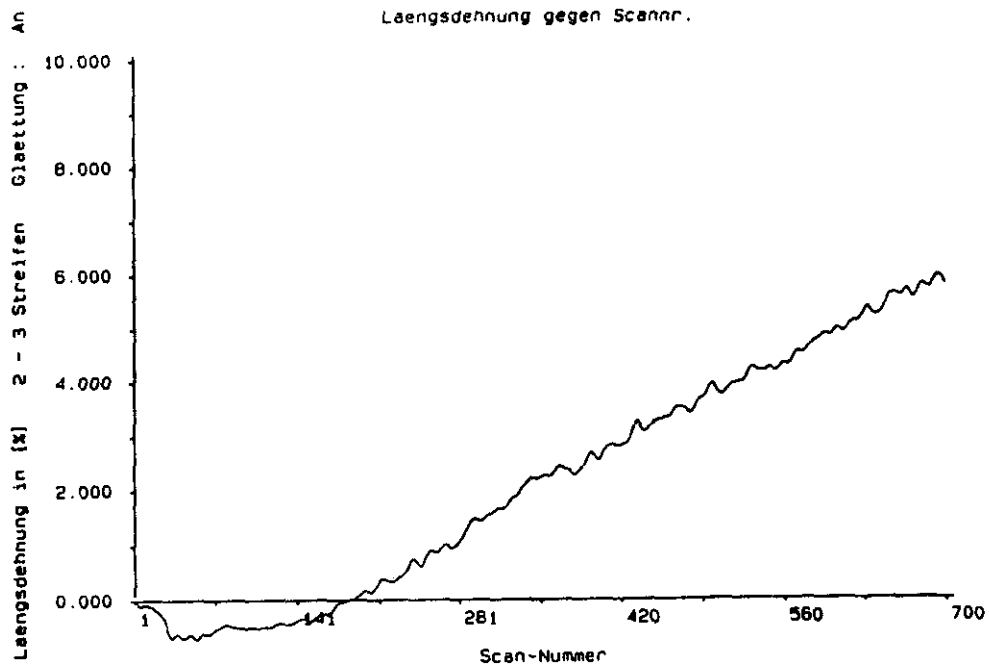


Figura 110 .- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scans). Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 2 ~ 3. Método Optoelectrónico.

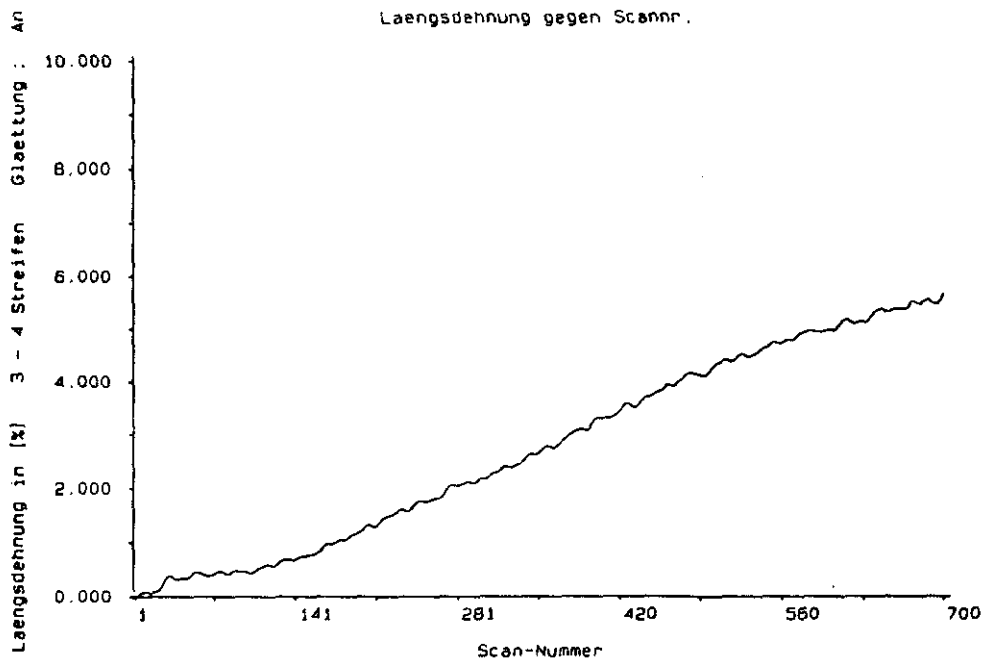


Figura III .- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 3 - 4. Método Optoelectrónico.

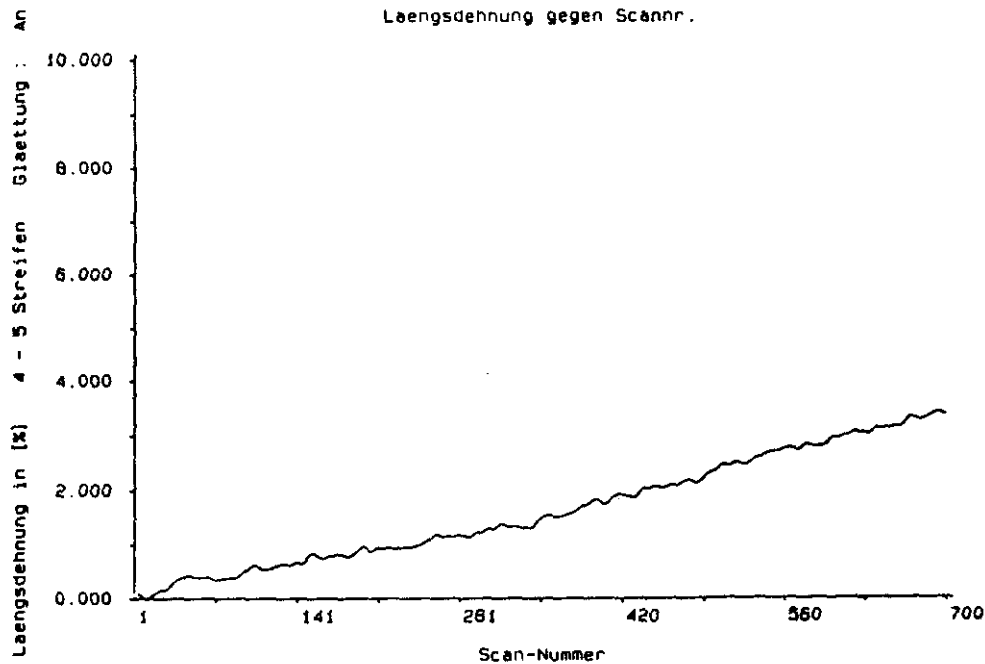


Figura 112 .- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 4 - 5. Método Optoelectrónico.

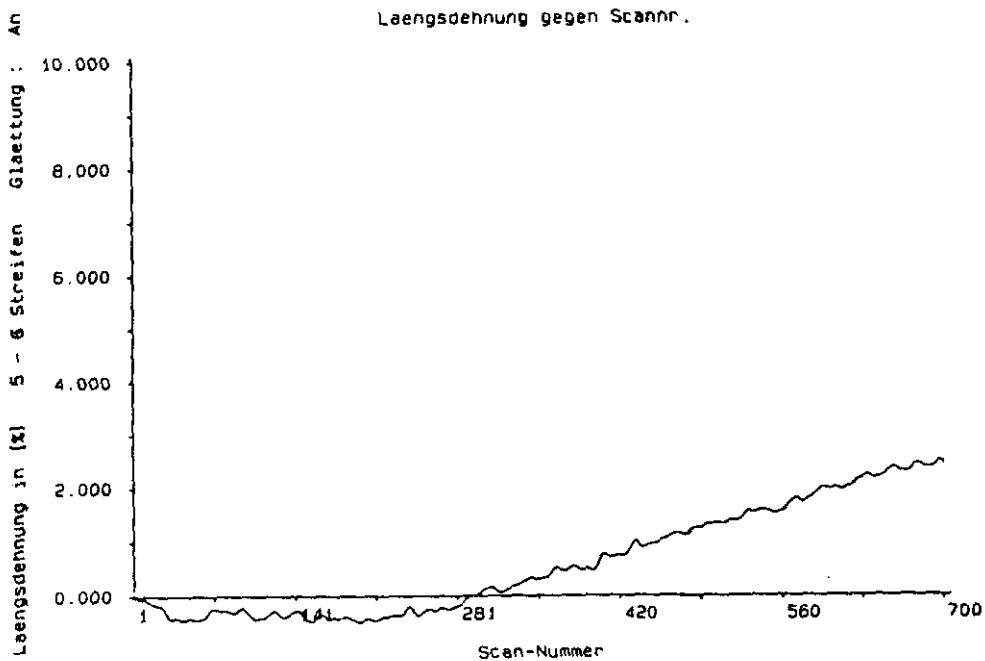


Figura 113 .- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 5 - 6. Método Optoelectrónico.

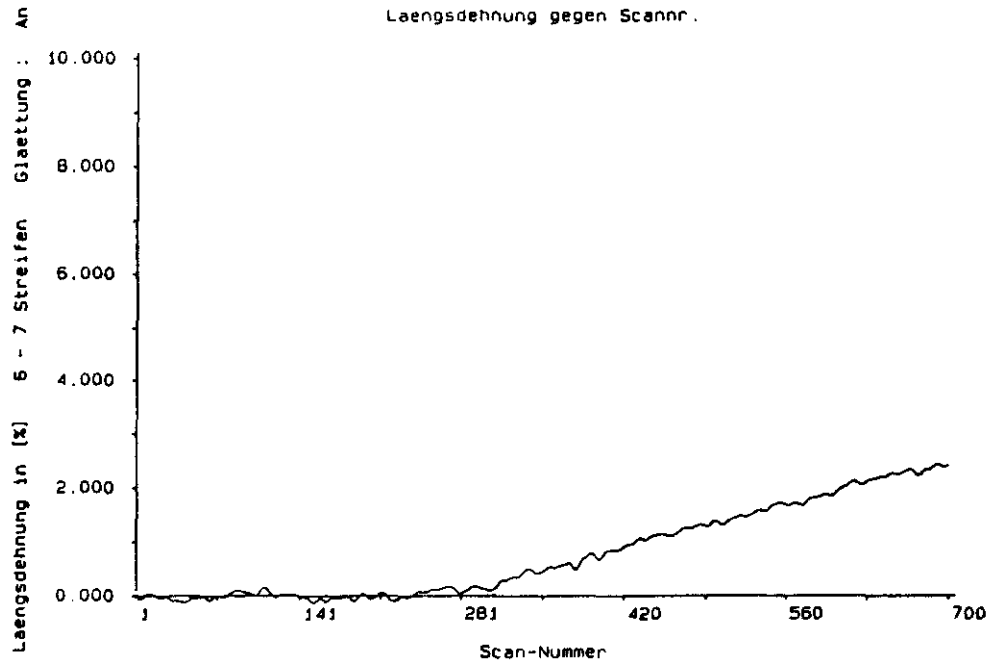


Figura 114 .- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 6 - 7. Método Optoelectrónico.

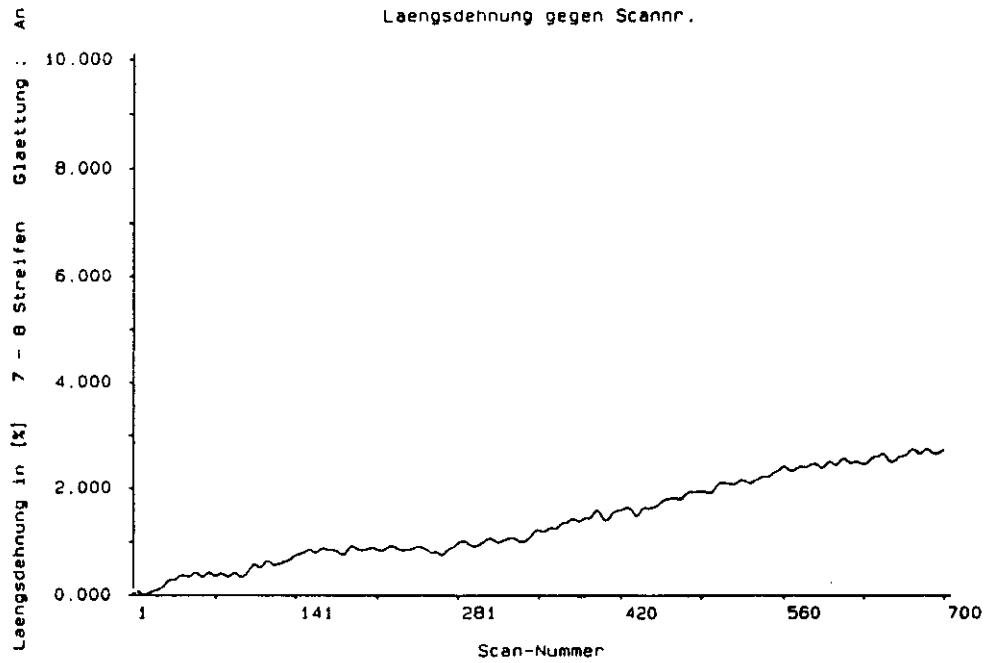


Figura 115.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 7 - 8. Método Optoelectrónico.

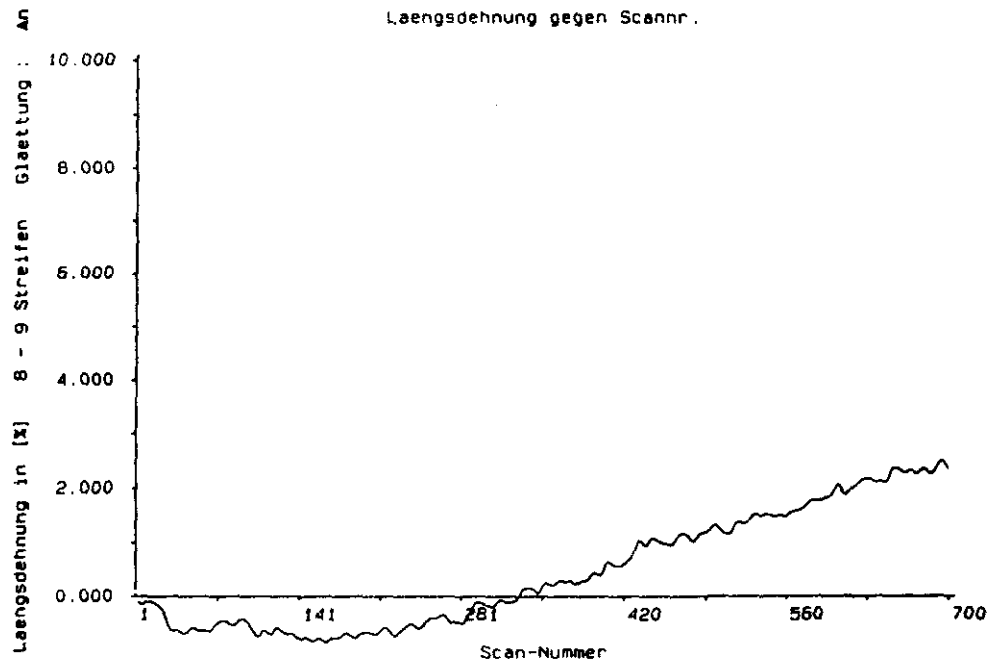


Figura 116.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 8 - 9. Método Optoelectrónico.

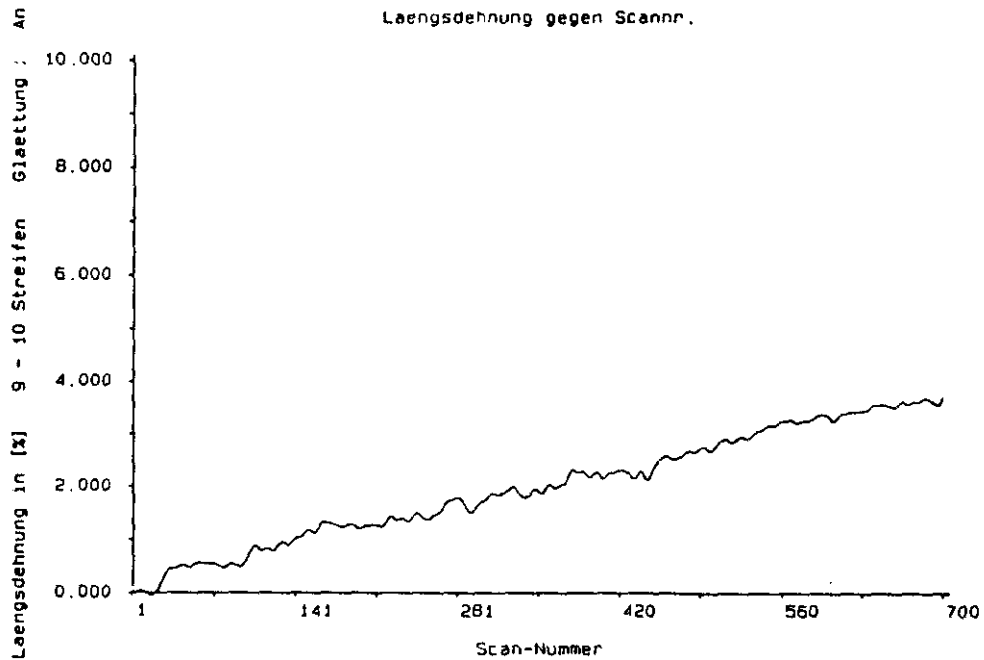


Figura 117.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scans). Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 9 - 10. Método Optoelectrónico.

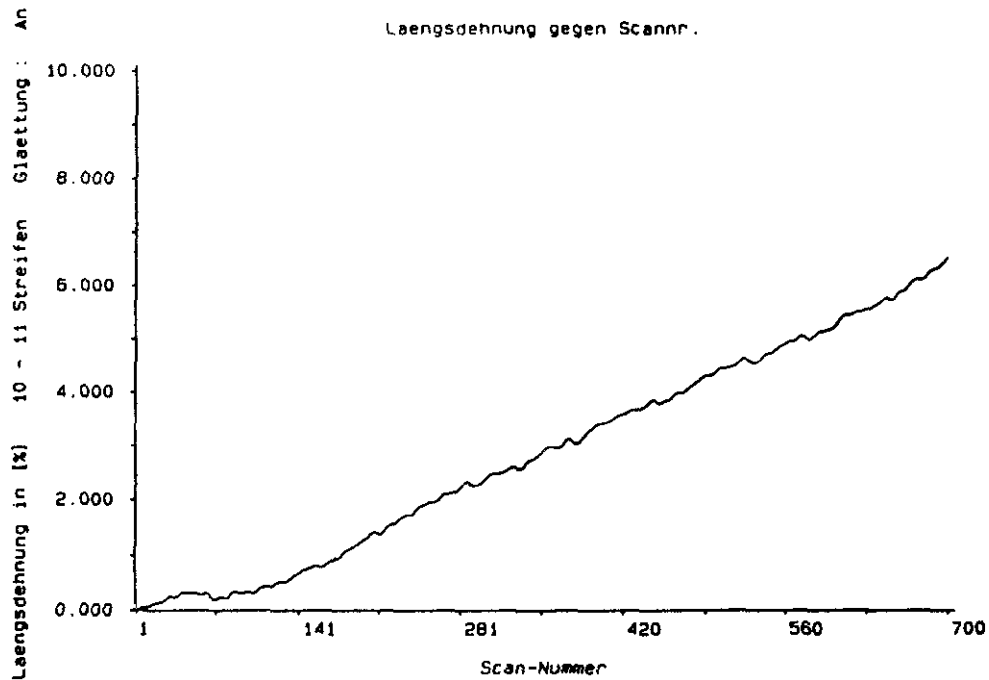


Figura 118.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scans). Aleación 2014 T6 Soldada TiG.

Franjes 10 - 11. Método Optoelectrónico.

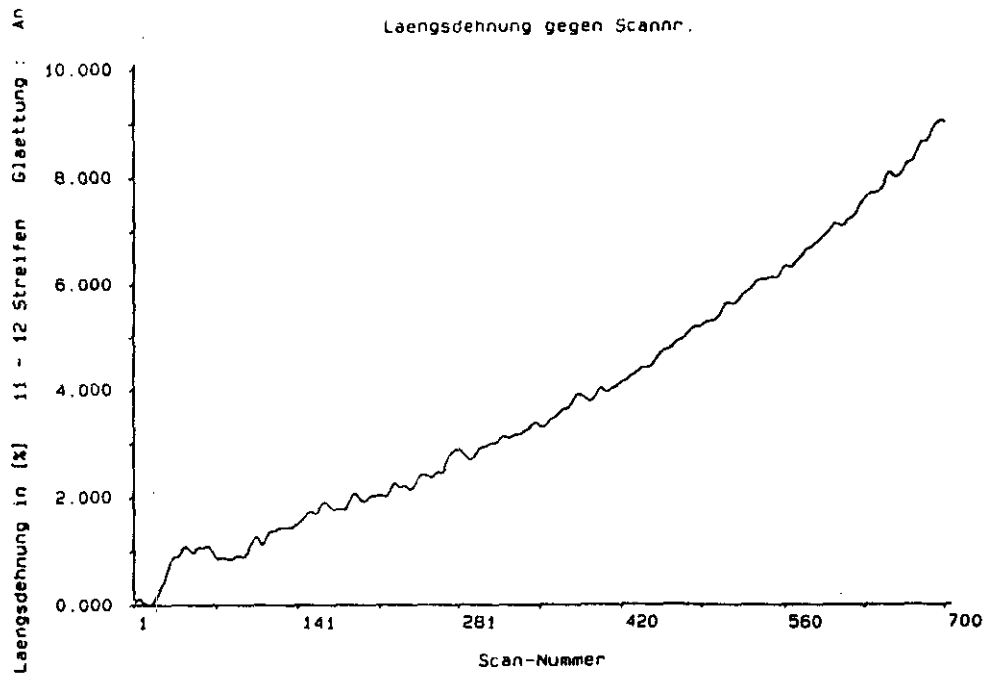


Figura 119 .- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 11 - 12. Método Optoelectrónico.

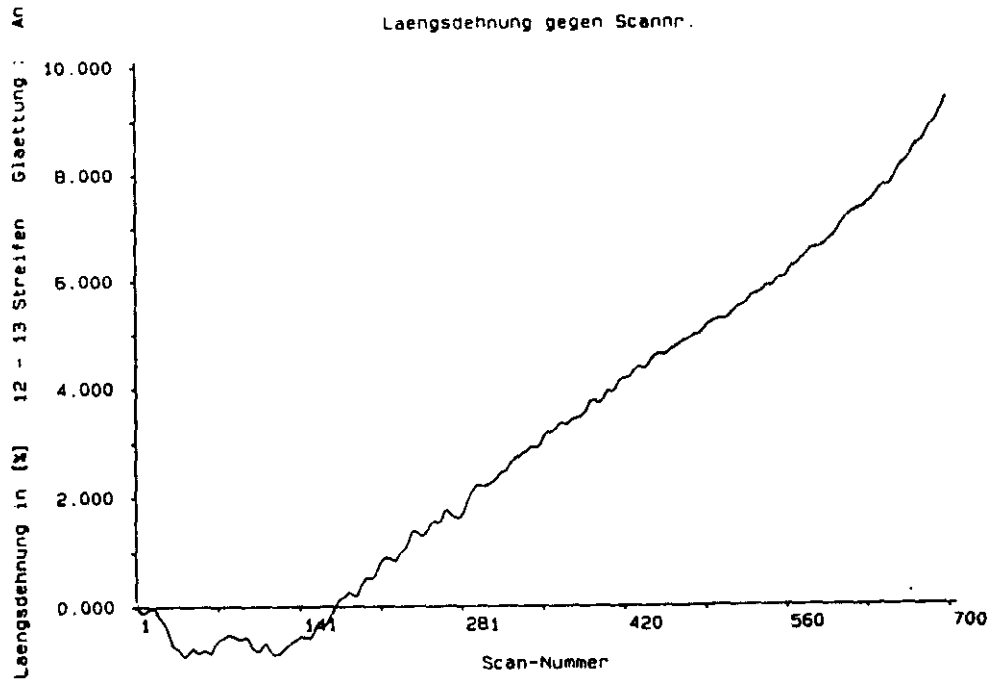


Figura 120.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 12 - 13. Método Optoelectrónico.

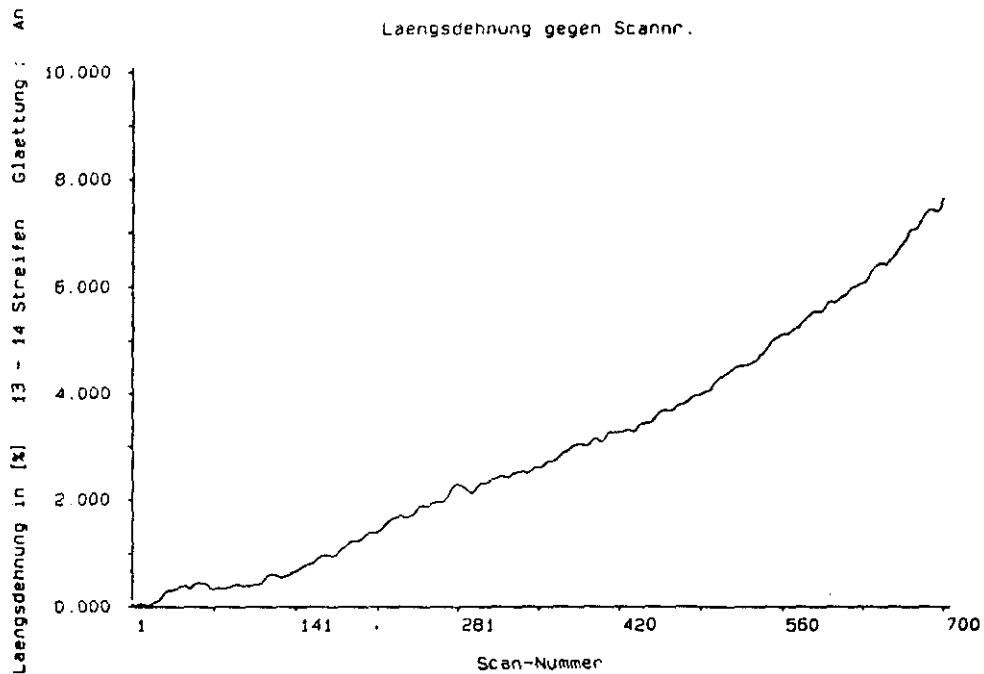


Figura 121.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 13 - 14. Método Optoelectrónico.

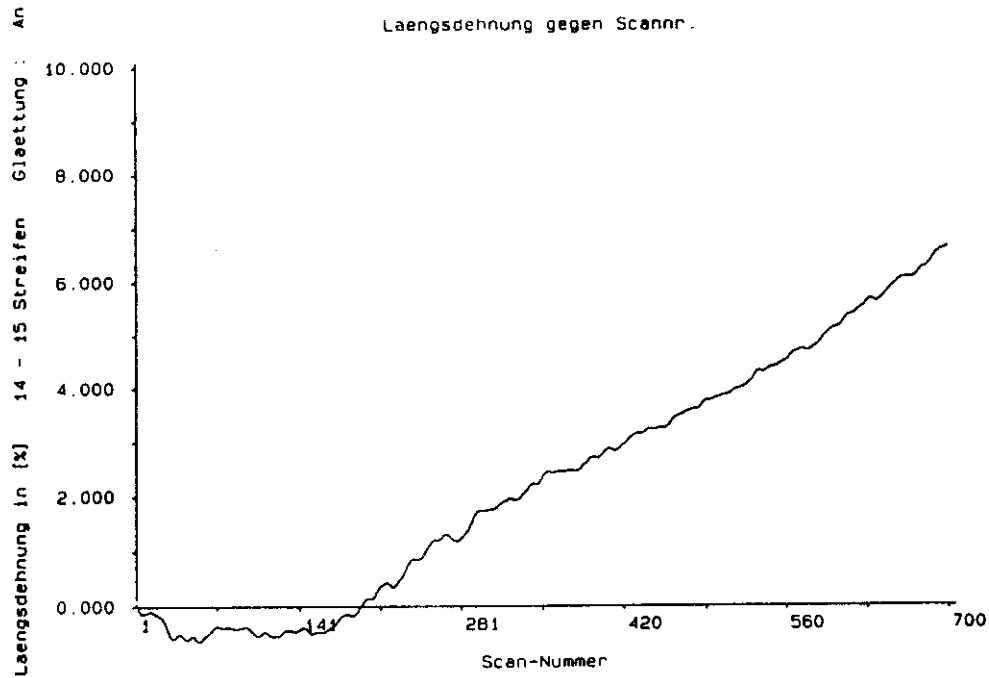


Figura 122.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 14 - 15. Método Optoelectrónico.

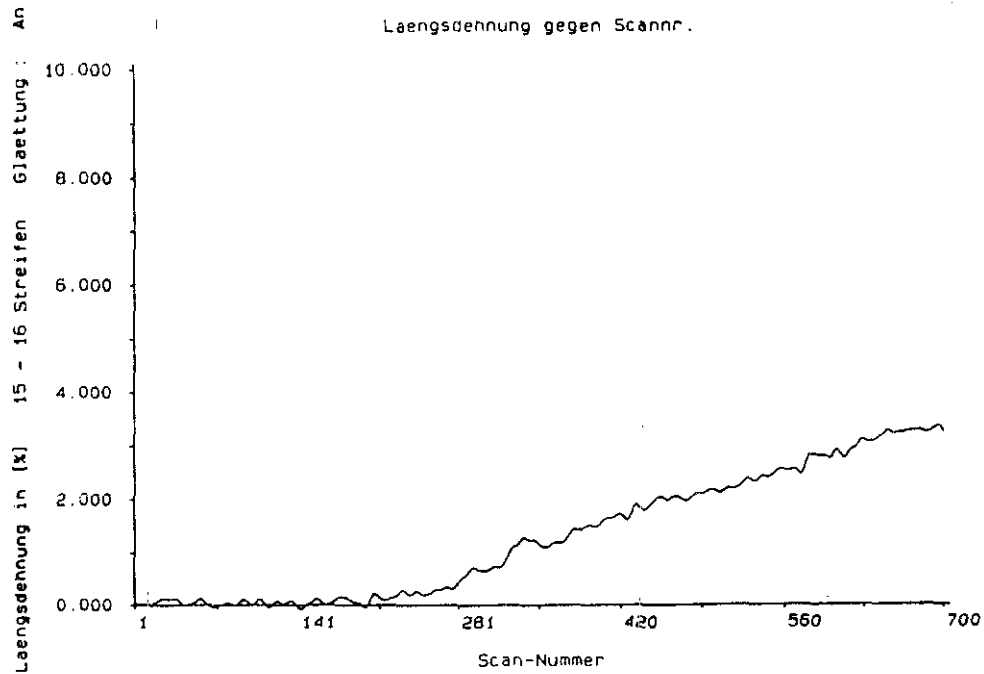


Figura 123.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 15 - 16. Método Optoelectrónico.

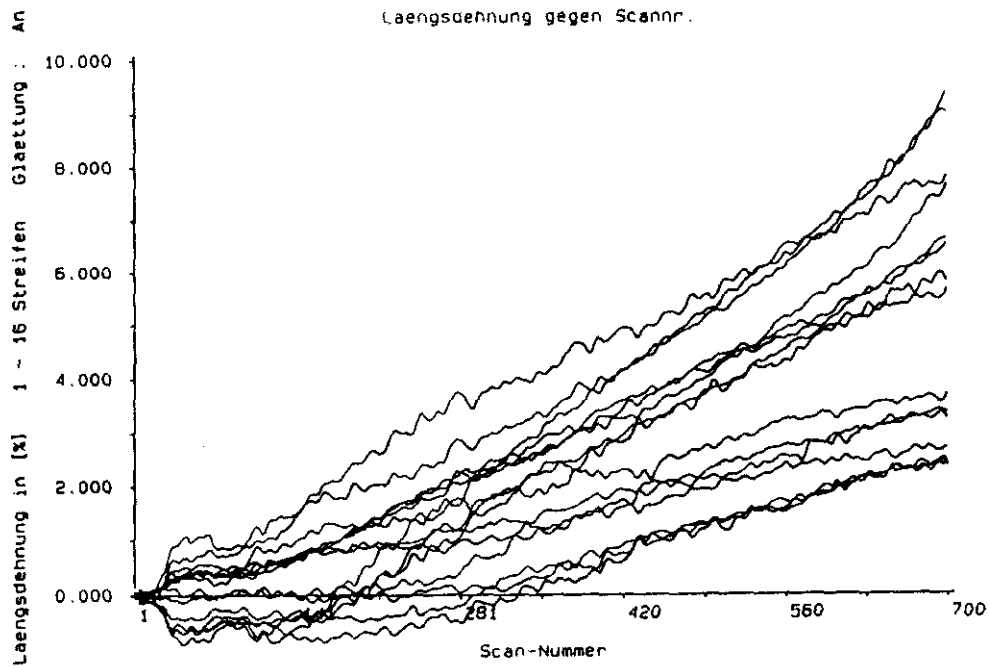


Figura 124.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Totalización de los Gráficos Anteriores. Método Optoelectrónico.

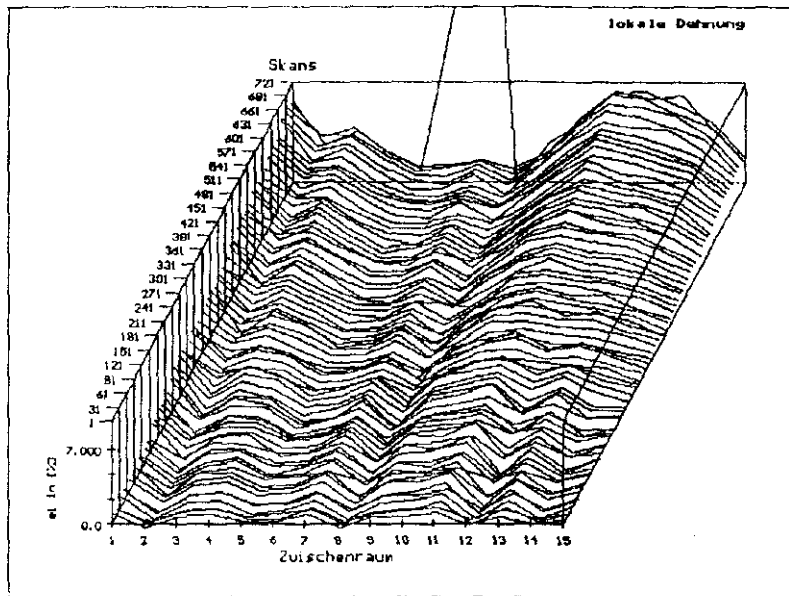


Figura 125.- Representación Tridimensional Mostrando la Variación de la Deformación Longitudinal para Cada Franja, en Función del Tiempo (Número de Scans). Aleación 2014 T6 Soldada TIG. Método Optoelectrónico.

FIGURAS: 127 a 132

MATERIAL: Aleación 2014 T6 (Al-Cu)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Deformación longitudinal [%] en función del tiempo de ensayo (número de barridos del láser -scans)

ESTUDIO LOCAL: Zonal

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la deformación longitudinal con el tiempo para cada una de las distintas zonas presentes en la junta soldada (Fig. 47):

1 - 3 : ZAC [2]

3 - 5 : ZAC [1]

5 - 9 : BF

9 - 12 : ZAC [1]

12 - 16 : ZAC [2]

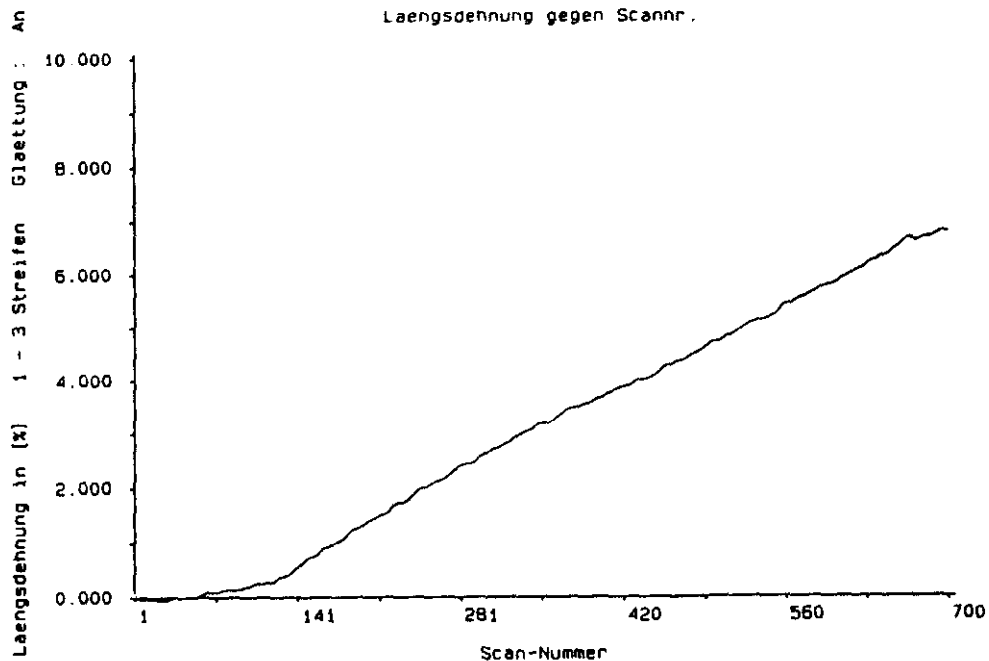


Figura 127.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 1 - 3. Método Optoelectrónico.

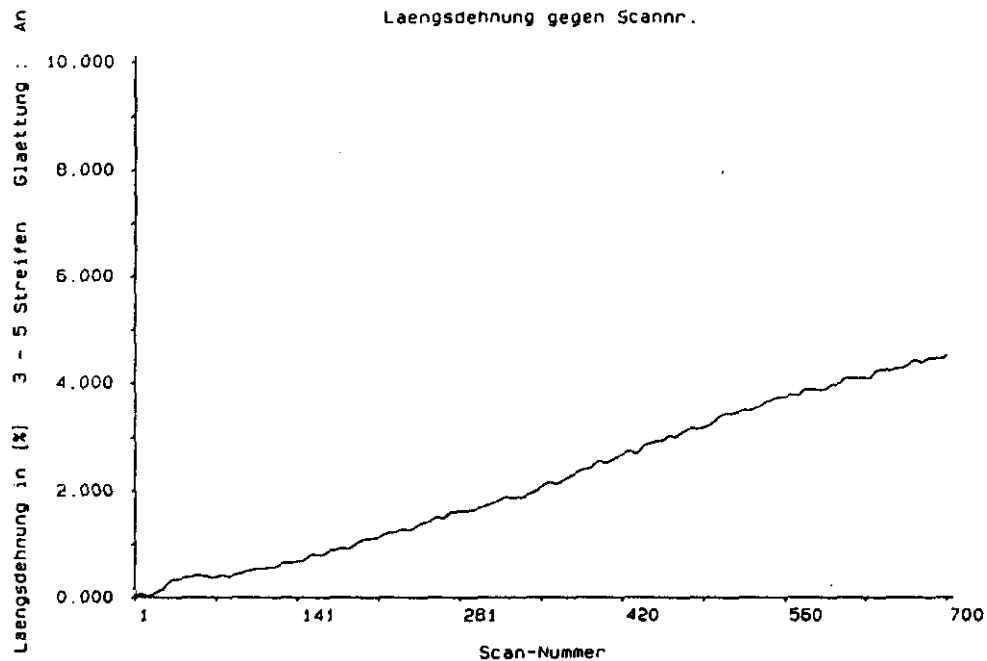


Figura 128 .- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 3 - 5. Método Optoelectrónico.

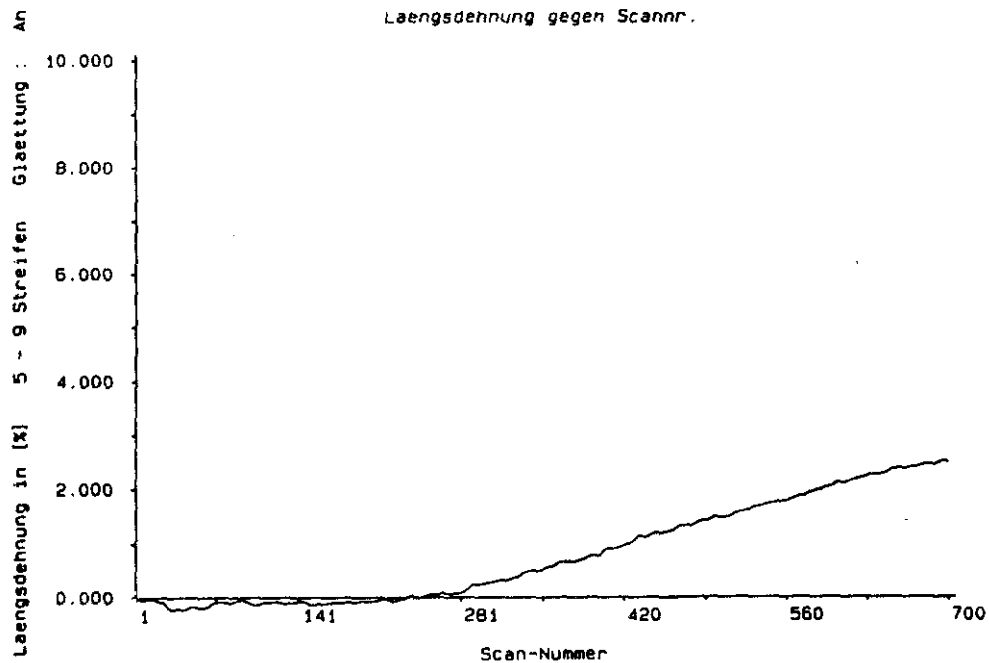


Figura 129.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 5 - 9. Método Optoelectrónico.

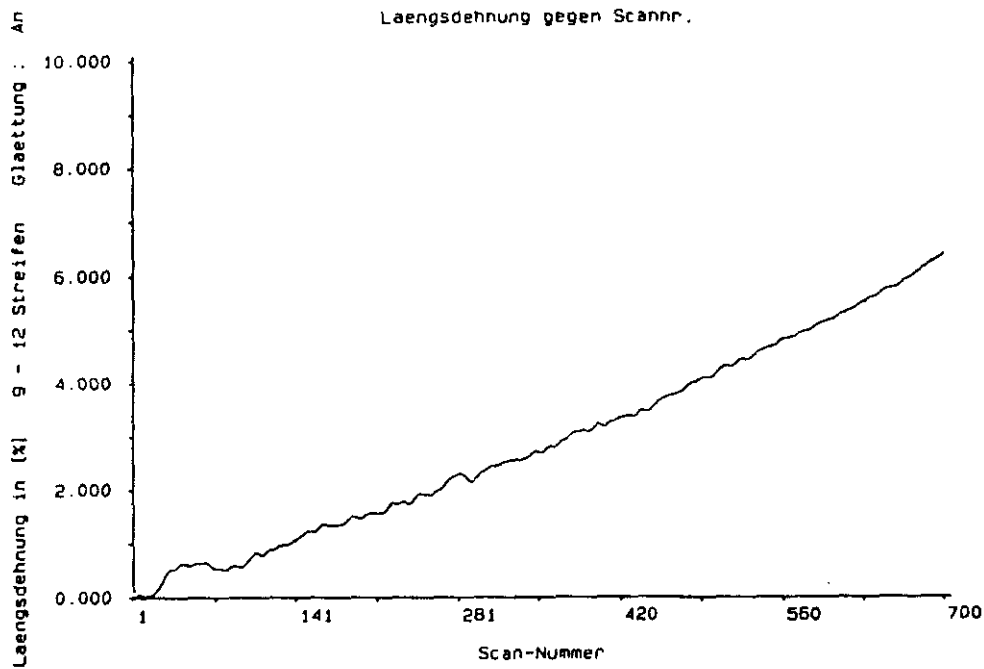


Figura 130.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scans). Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 9 - 12. Método Optoelectrónico.

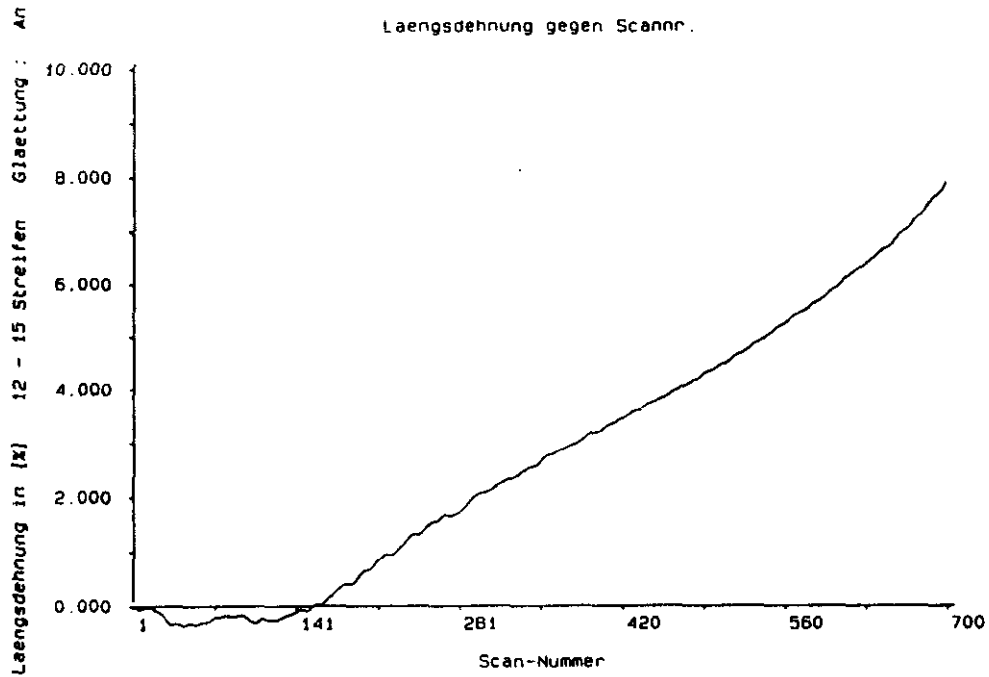


Figura 131.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 2014 T6 Soldada FIG.

Franjas 12 - 15. Método Optoelectrónico.

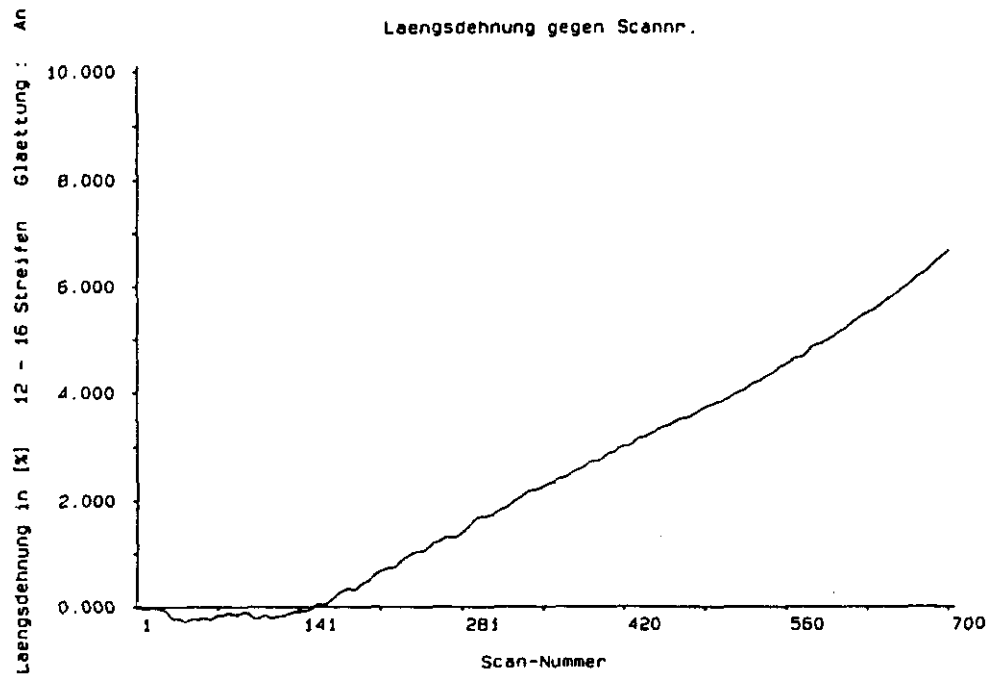


Figura 132.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Franjas 12 - 16. Método Optoelectrónico.

ALEACIÓN 7015 T73 SOLDADA MEDIANTE TIG. (Probeta B)

Los resultados que se presentan a continuación pertenecen a la aleación 7015 T73. Esta es una aleación tratada térmicamente mediante un proceso duplex que consigue unas prestaciones mecánicas muy interesantes. La soldadura supone una ruptura importante en la continuidad de sus propiedades mecánicas.

La extensión de la zona contigua a la ZAC con una variación importante de las propiedades mecánicas nos ha inducido a presentar los resultados referentes a dos tipos de probetas, mejor dicho, por una parte resultados promediados y por otra un caso particular que se expondrá a continuación. Dada la peculiaridad de este material y las posibilidades de seguimiento de las propiedades mecánicas locales del método optoelectrónico se ha preferido dedicarle más atención al caso particular que al general.

En las figuras 134 a 139 se presentan los resultados promediados para una probeta con el cordón centrado según muestra la figura 133. Se observan las variaciones en el alargamiento para cada una de las zonas de la unión soldada, como ya se discutirá más adelante.

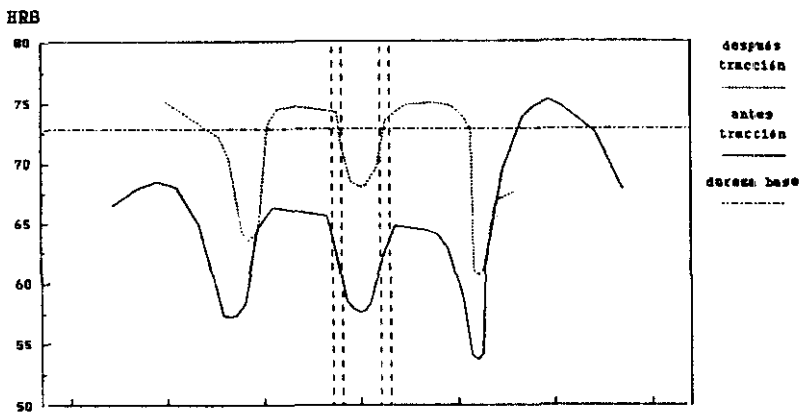
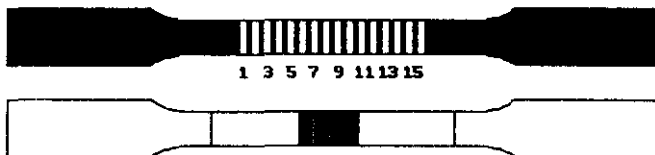


Figura 133 .- Situación de la Junta Soldada en una Probeta de Tracción Respecto al Código de Franjas del Método Optoelectrónico y Perfil de Dureza Rockwell B sobre el Frontal de la Probeta.

Aleación 7015 T73 (Probeta B) Soldada TIG.

FIGURAS: 134 a 139

MATERIAL: Aleación 7015 T73 (Al-Zn-Mg) (Probeta B)

SOLDADURA: TIG

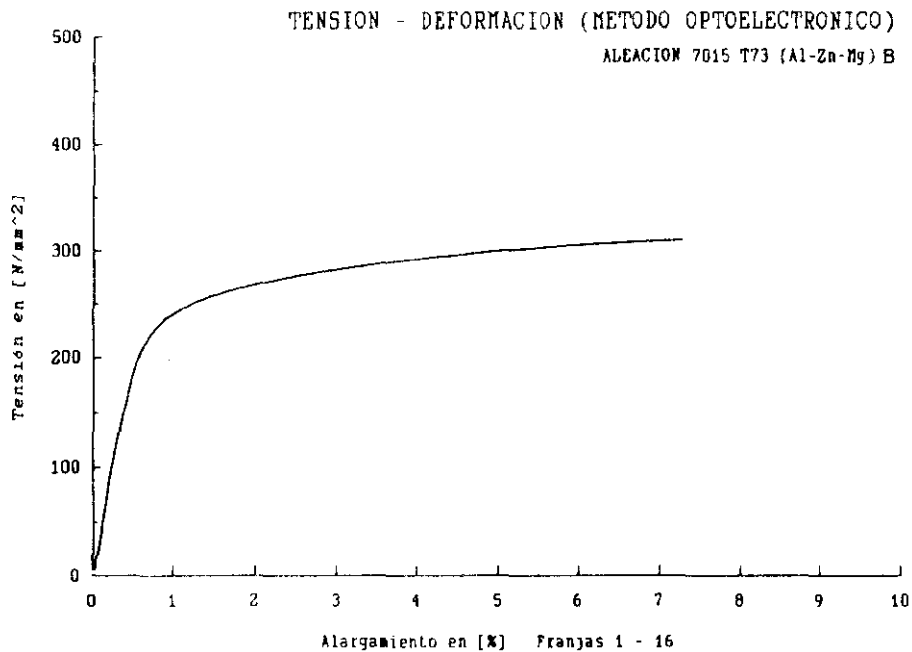
SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Tensión $[N/mm^2]$ en función de la deformación longitudinal [%]

ESTUDIO LOCAL: Zonal

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la tensión respecto a la deformación longitudinal para cada una de las distintas zonas presentes en la junta soldada (Fig. 133):

- 1 - 16 : Global
- 1 - 5 : ZAC [2]
- 5 - 7 : ZAC [1]
- 7 - 9 : BF
- 9 - 11 : ZAC [1]
- 11 - 16 : ZAC [2]



Figuralj4.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. B) Soldada TIG.

Franjas 1 - 16. Método Optoelectrónico.

TENSION - DEFORMACION (METODO OPTOELECTRONICO)

ALEACION 7015 T73 (Al-Zn-Mg) B

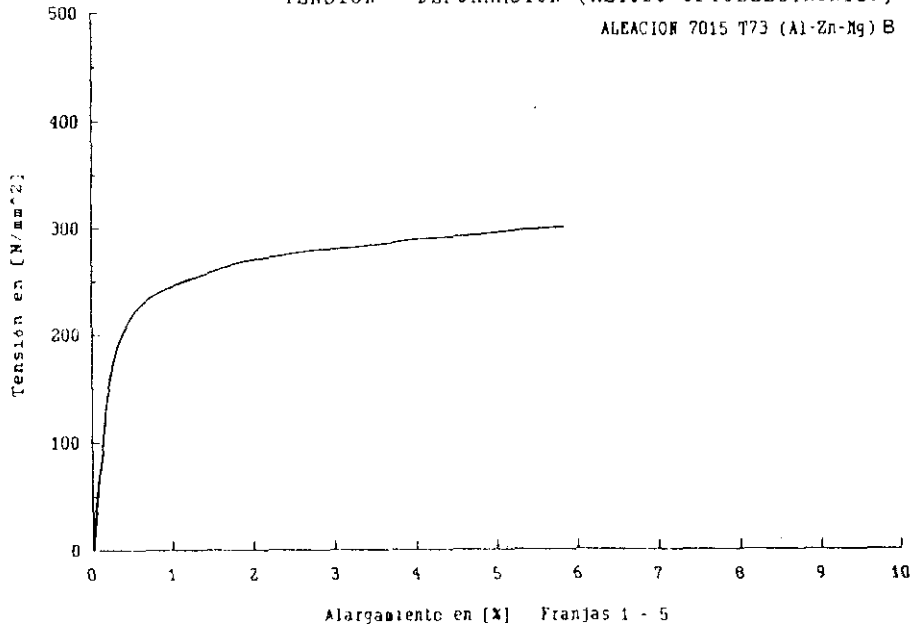


Figura 35.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. B) Soldada TIG.

Franjas 1 - 5. Método Optoelectrónico.

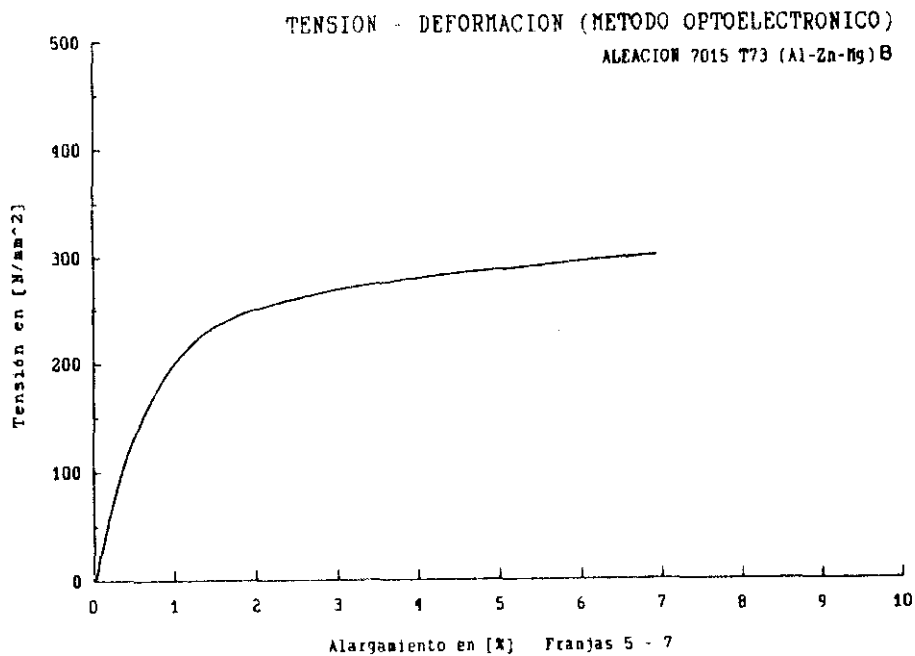


Figura 136.- Tensión en función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. B) Soldada TIG.

Franjas 5 - 7. Método Optoelectrónico.

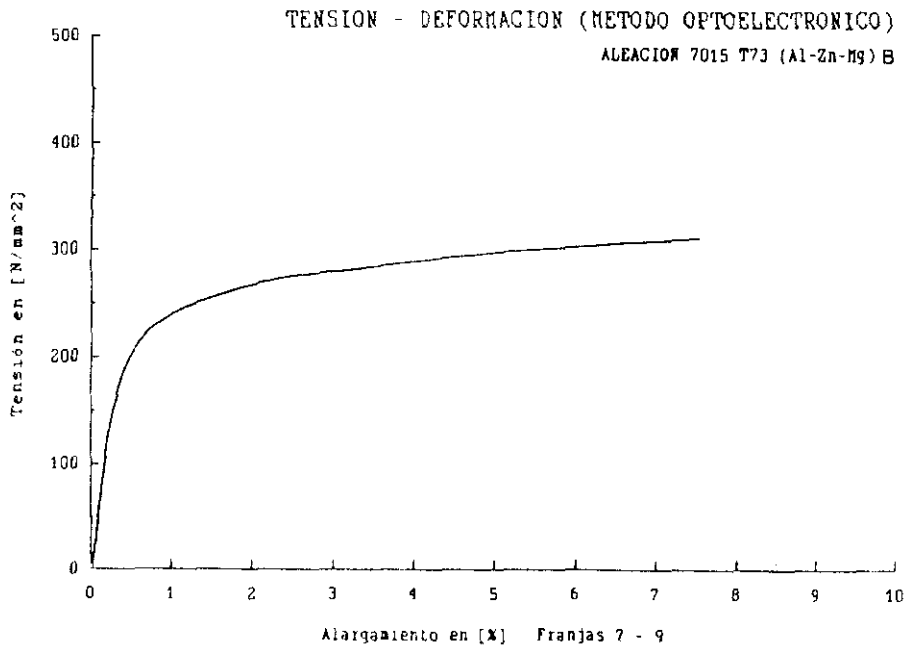


Figura 137.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. B) Soldada TIG.

Franjas 7 - 9. Método Optoelectrónico.

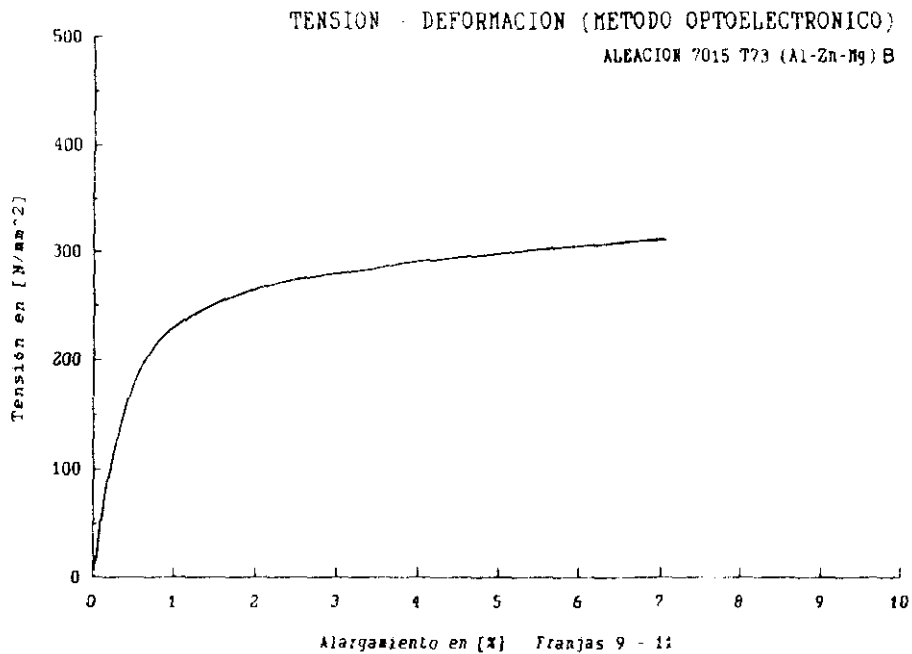


Figura 38.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. B) Soldada TIG.

Franjas 9 - 11. Método Optoelectrónico.

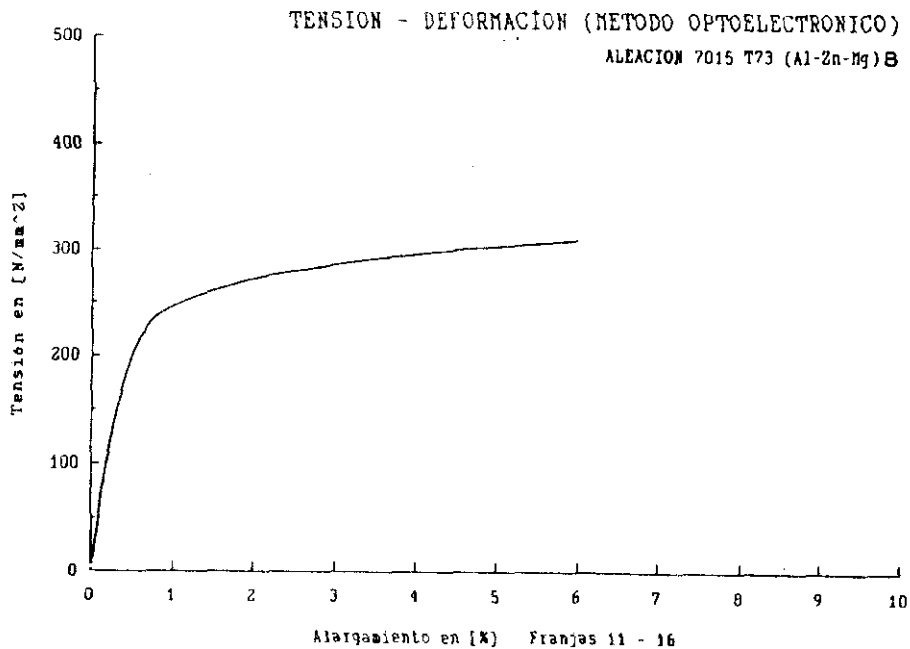


Figura 139.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. B) Soldada TIG.
Franjas 11 - 16. Método Optoelectrónico.

ALEACIÓN 7015 T73 SOLDADA MEDIANTE TIG (Probeta A)

El particular perfil de la variación de las propiedades mecánicas que presenta la unión soldada en este tipo de aleación nos ha sugerido la posibilidad de descentrar el cordón de soldadura con respecto a la probeta y al código de franjas del método optoelectrónico (Fig. 140) con el fin de seguir mejor el comportamiento mecánico de la ZAC.

Se puede observar como las características resistentes cambian según el perfil de durezas. El BF supone una pérdida intensa de propiedades debido al proceso de fusión que provoca, durante la solidificación, la aparición de una estructura de colada celular-dendrítica. Este BF muestra el mayor alargamiento (Figuras 159, 167, 190, 192 y 195).

La zona que metalográficamente se asociaría con el MB se puede dividir en dos zonas diferenciadas, una que puede ser interpretada como la parte de la ZAC contigua al BF y en la que se produce un proceso de autotemple con una permanencia, en forma de meseta, de las características mecánicas muy extensa, típica de esta familia de aleaciones, y otra, contigua al MB, con una pérdida intensa de propiedades mecánicas resistentes (que incluso superan en ocasiones al MB) debido al sobrevejecimiento producido por la temperatura alcanzada y el tiempo de permanencia en ella. El estudio mediante el método optoelectrónico corrobora que la zona donde la dureza es mayor es la que menor alargamiento sufre comparandola con la zona contigua (Figs. 140, 162 y 163).

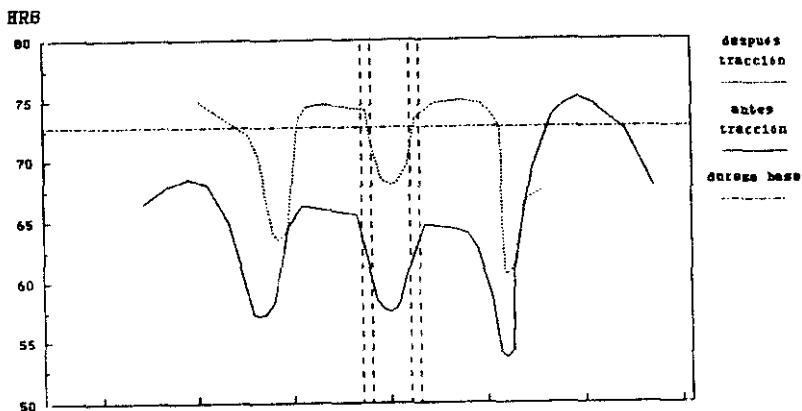
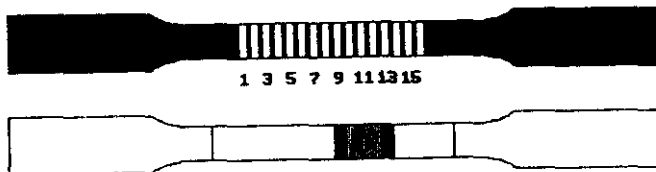


Figura 140.- Situación de la Junta Soldada en una Probeta de Tracción Respecto al Código de Franjas del Método Optoelectrónico y Perfil de Dureza Rockwell B sobre el Frontal de la Probeta.

Aleación 7015 T73 (Probeta A) Soldada TIG.

FIGURAS: 141 a 156

MATERIAL: Aleación 7015 T73 (Al-Zn-Mg) (Probeta A)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Tensión [N/mm^2] en función de la deformación longitudinal [%]

ESTUDIO LOCAL: Franja a franja

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la tensión respecto a la deformación longitudinal para cada espaciado entre dos franjas contiguas.

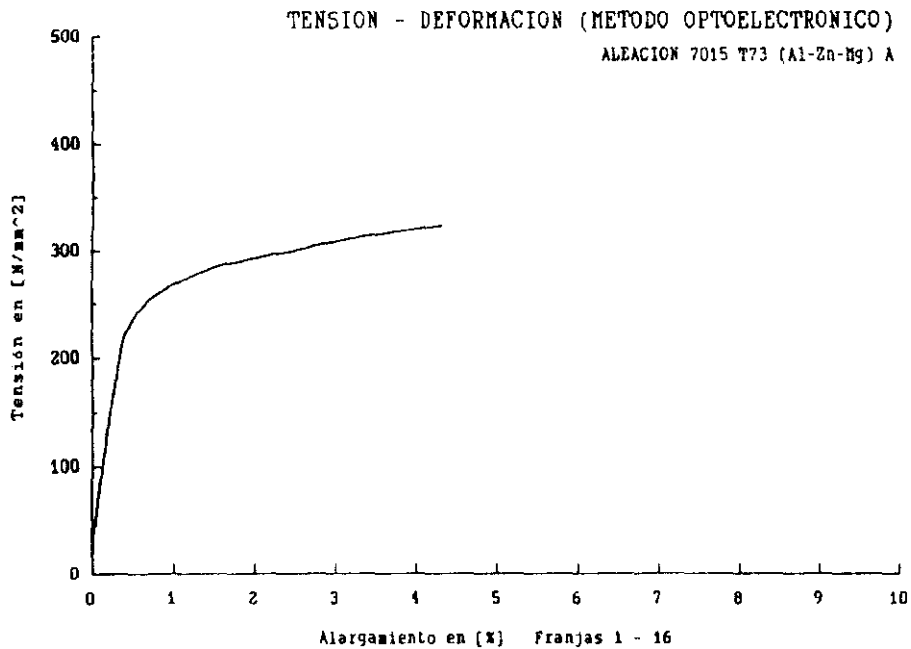


Figura 14).- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 1 - 16. Método Optoelectrónico.

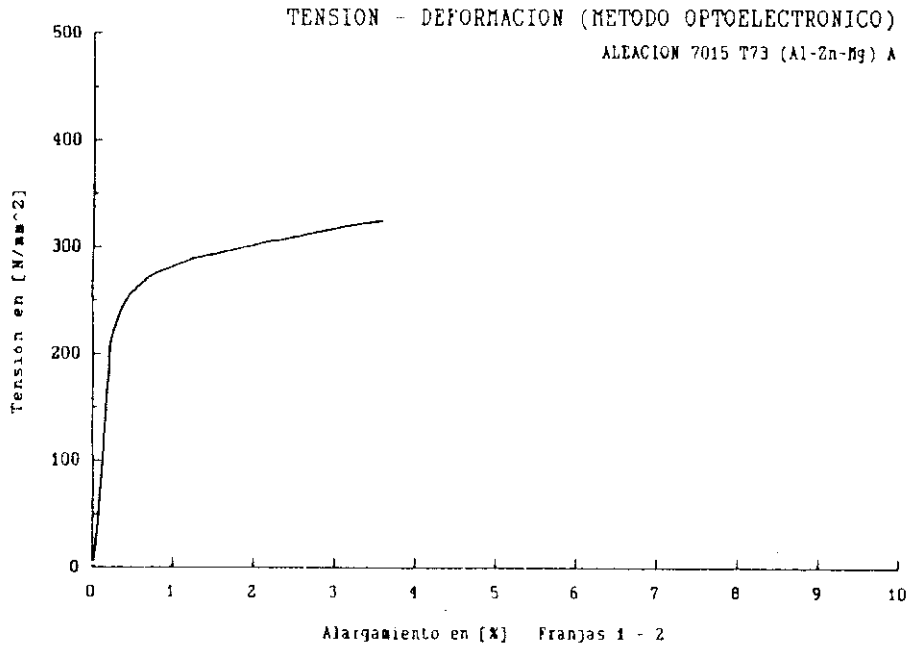


Figura 42.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.
Franjas 1 - 2. Método Optoelectrónico.

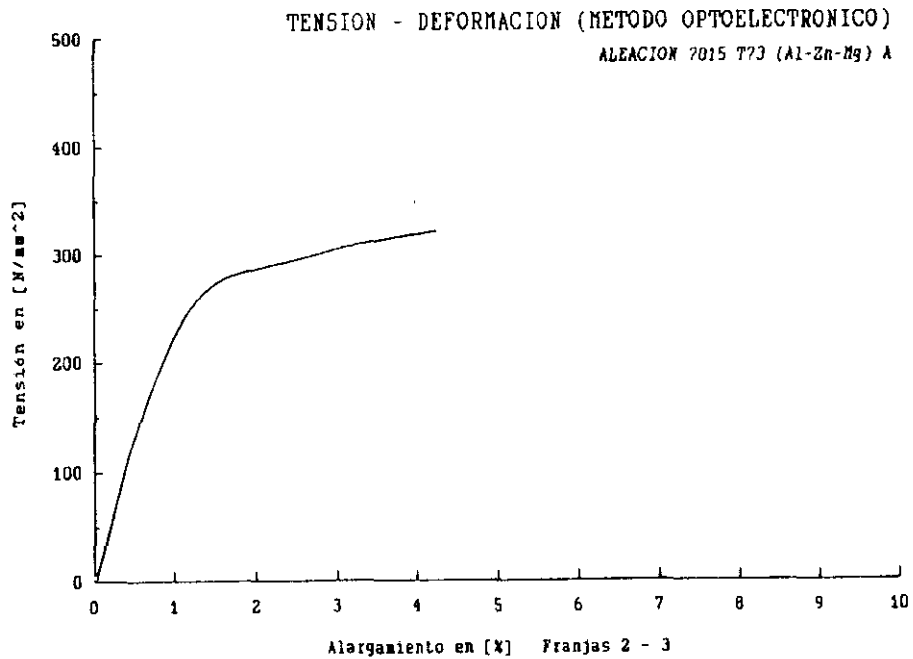


Figura 143.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 2 - 3. Método Optoelectrónico.

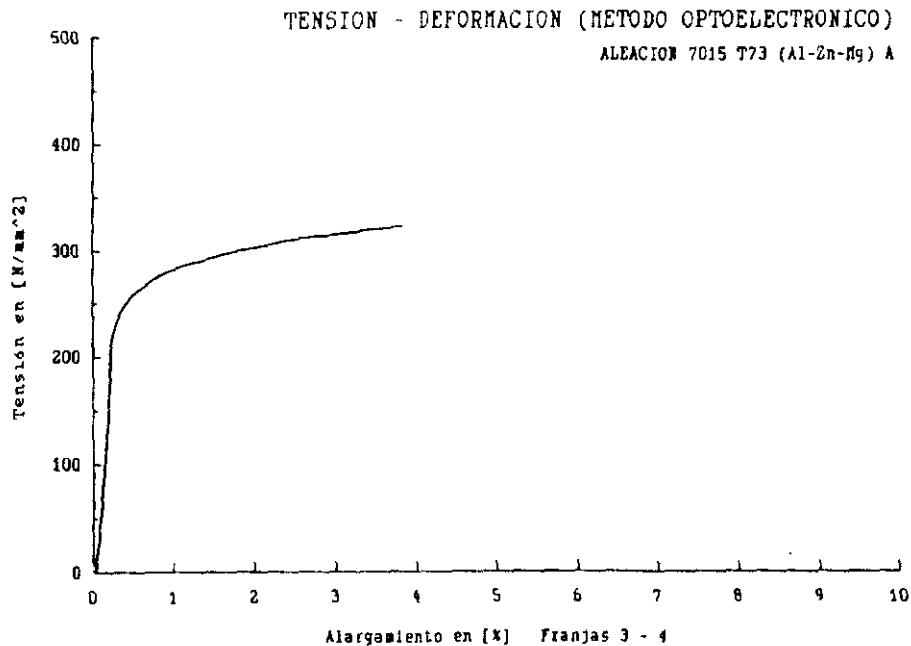


Figura 144.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.
Franjas 3 - 4. Método Optoelectrónico.

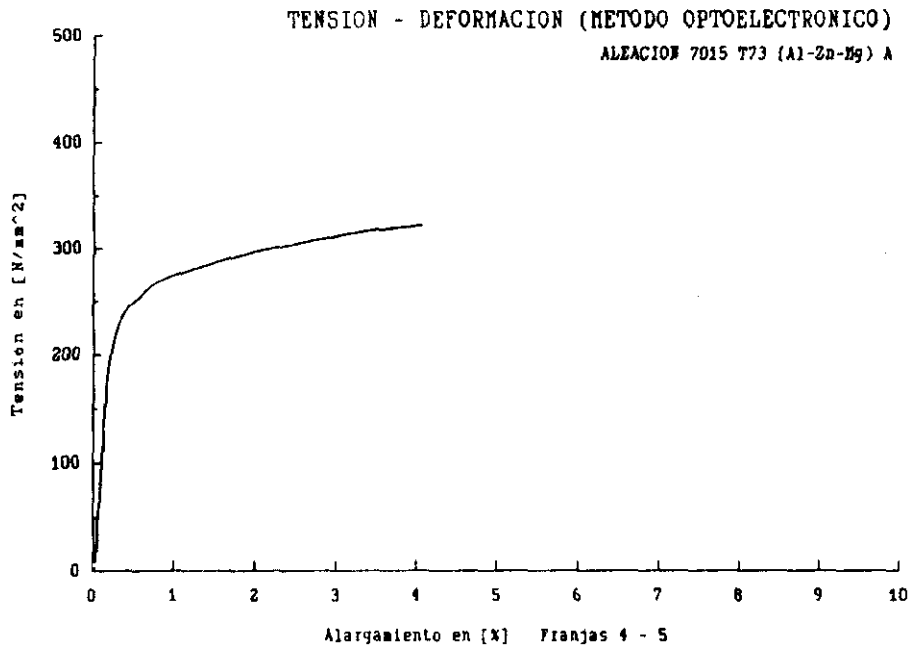


Figura 145.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 4 - 5. Método Optoelectrónico.

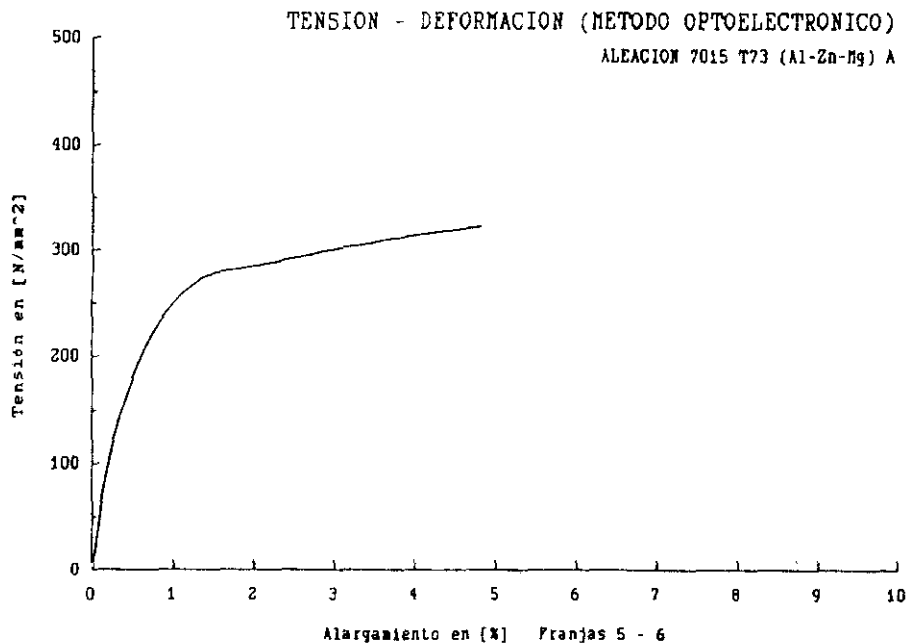


Figura 146.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.
Franjas 5 - 6. Método Optoelectrónico.

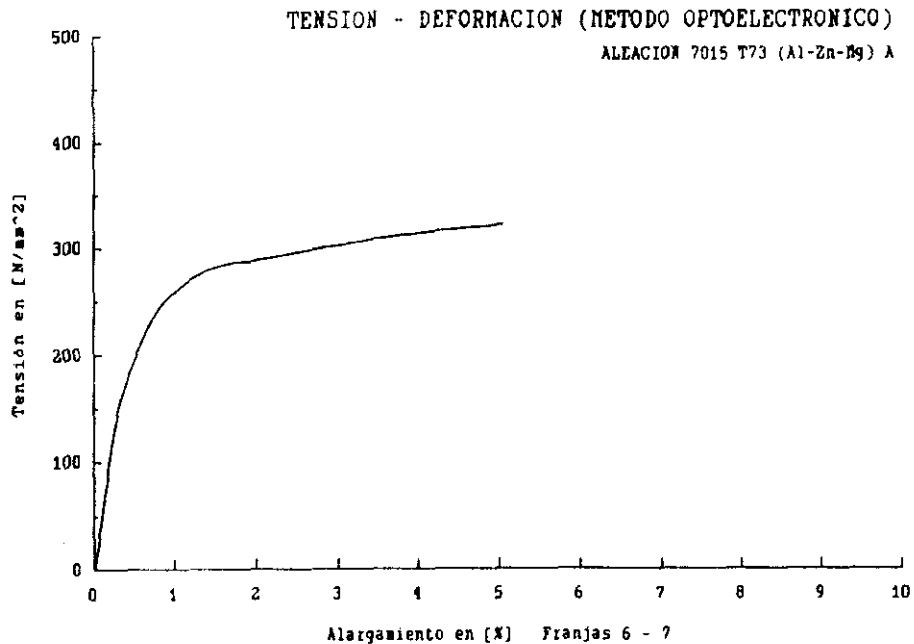


Figura 147.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 6 - 7. Método Optoelectrónico.

TENSION - DEFORMACION (METODO OPTOELECTRONICO)

ALEACION 7015 T73 (Al-Zn-Hg) A

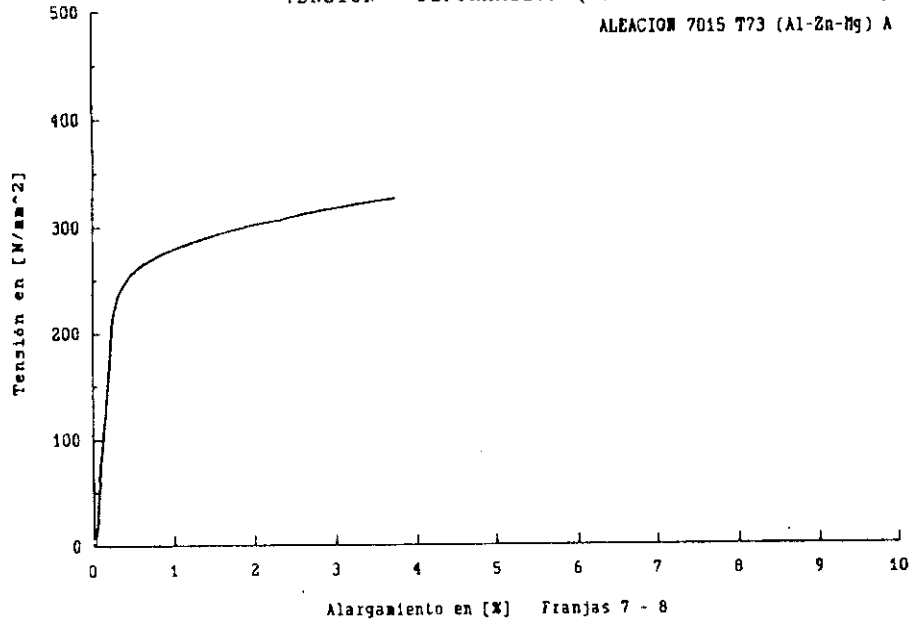


Figura 48.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 7 - 8. Método Optoelectrónico.

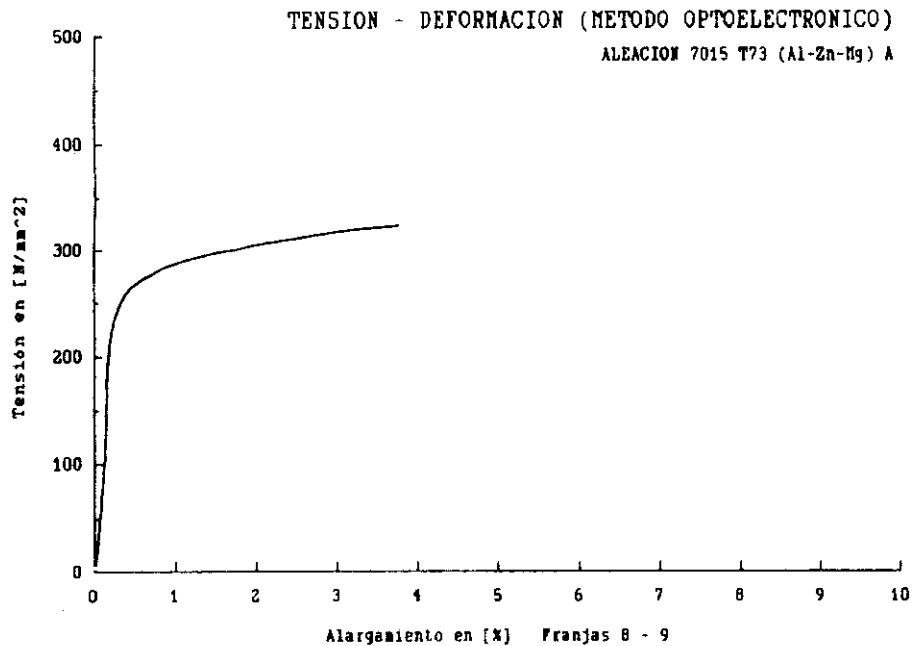


Figura 149.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.
Franjas 8 - 9. Método Optoelectrónico.

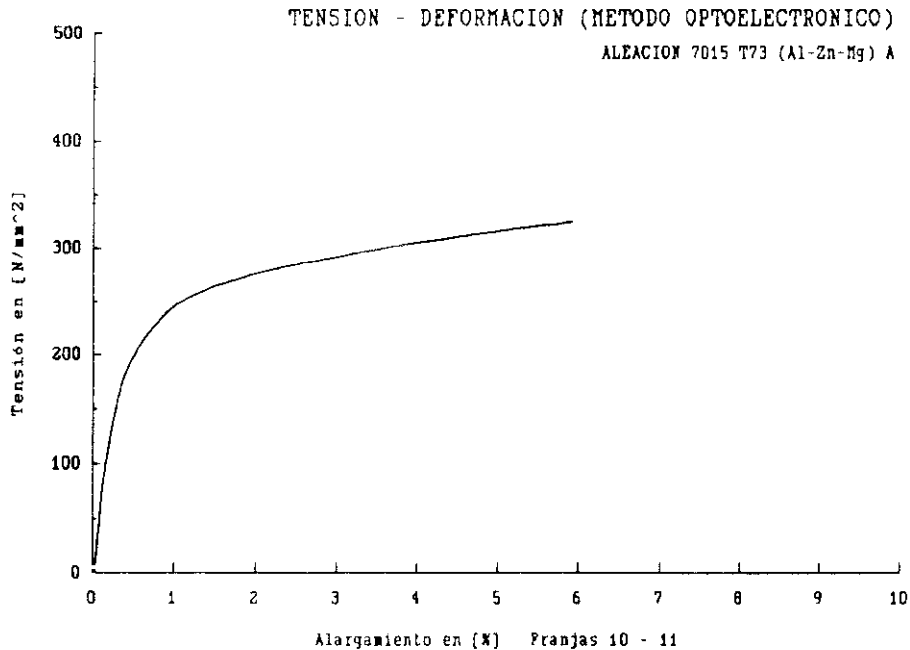


Figura 15).- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 10 - 11. Método Optoelectrónico.

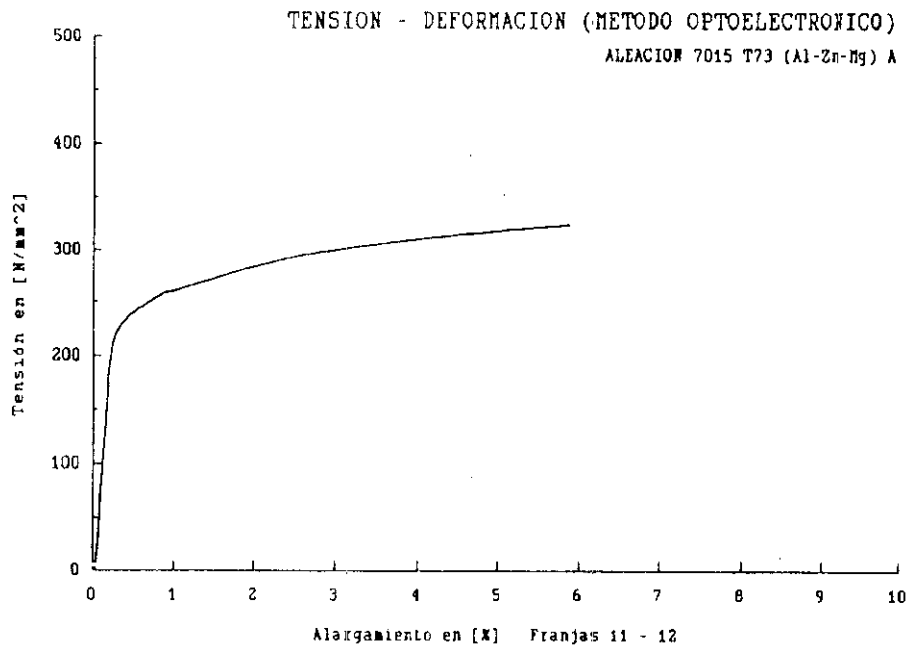


Figura 152.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 11 - 12. Método Optoelectrónico.

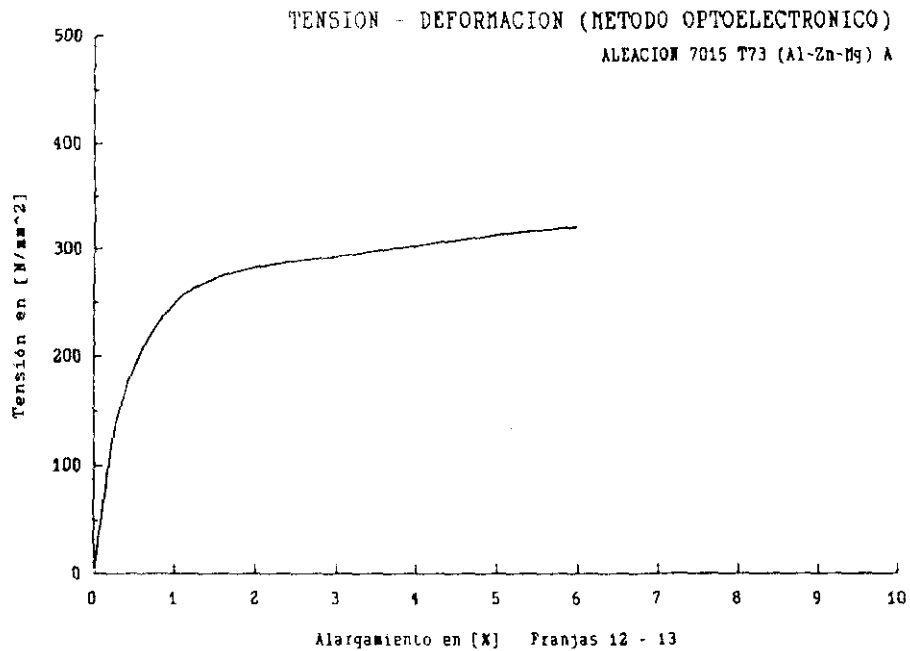


Figura 153.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 12 - 13. Método Optoelectrónico.

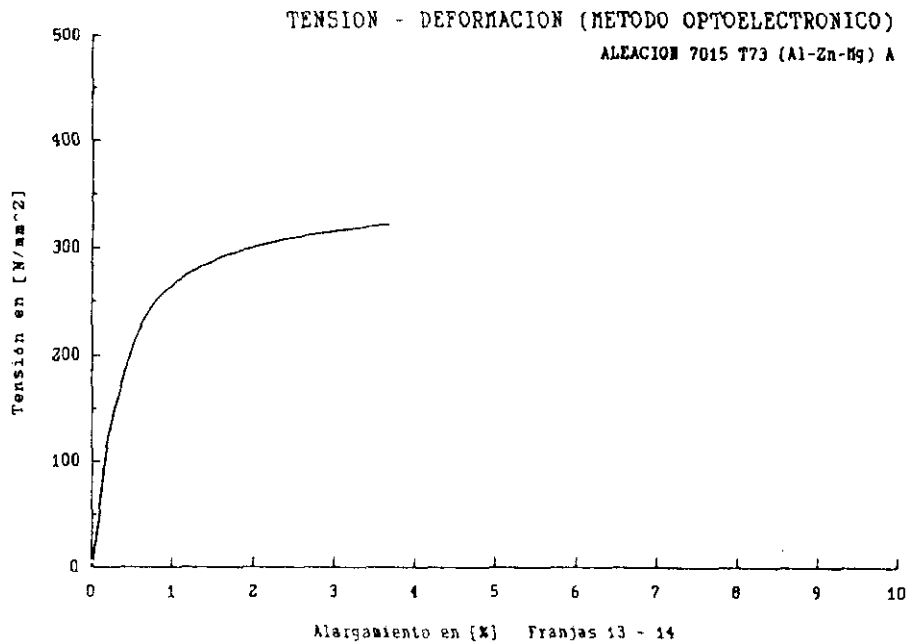


Figura 154.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 13 - 14. Método Optoelectrónico.

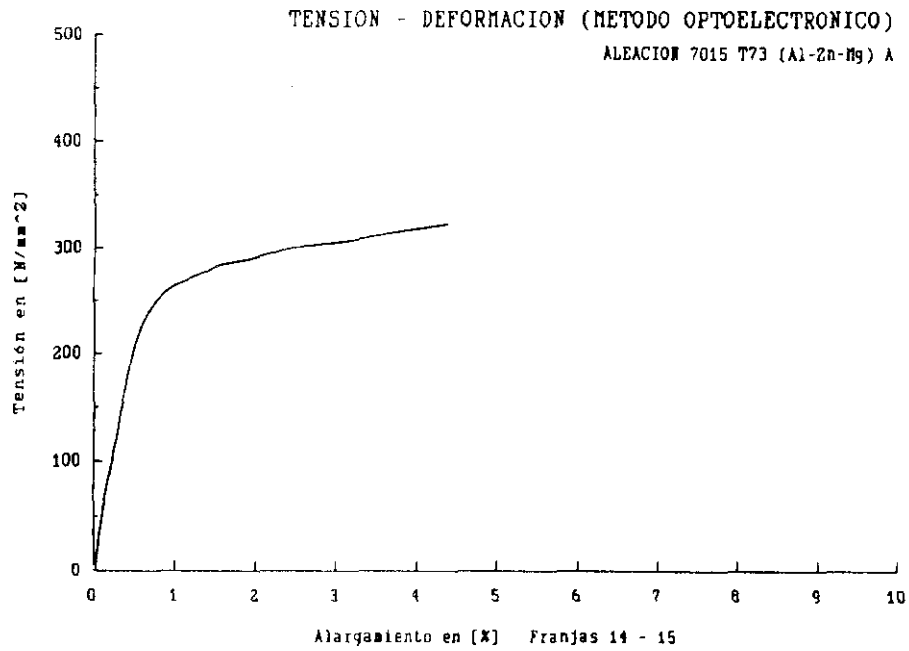


Figura 155.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 14 - 15. Método Optoelectrónico.

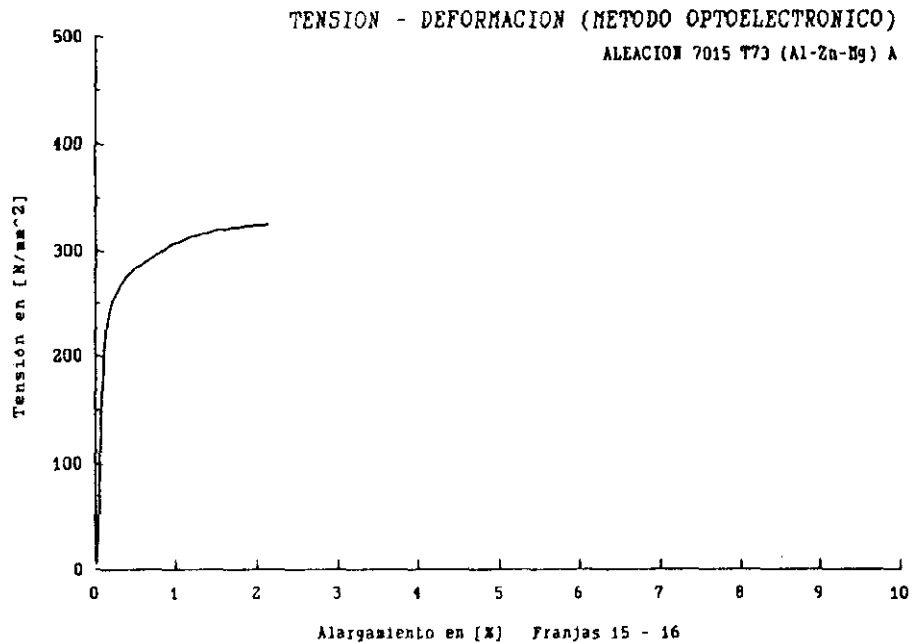


Figura 156.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.
Franjas 15 - 16. Método Optoelectrónico.

FIGURAS: 157 a 163

MATERIAL: Aleación 7015 T73 (Al-Zn-Mg) (Probeta A)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Tensión [N/mm²] en función de la deformación longitudinal [%]

ESTUDIO LOCAL: Zonal

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la tensión respecto a la deformación longitudinal para cada una de las distintas zonas presentes en la junta soldada (Fig. 140):

1 - 8 : ZAC [2]

8 - 10 : ZAC [1]

10 - 12 : BF

12 - 14 : ZAC [1]

14 - 16 : ZAC [2]

Con el fin de aportar información complementaria sobre ZAC [2] en la que se observa variaciones en la dureza también se presentan las siguientes:

1 - 3 : descenso de dureza

3 - 8 : ascenso de dureza

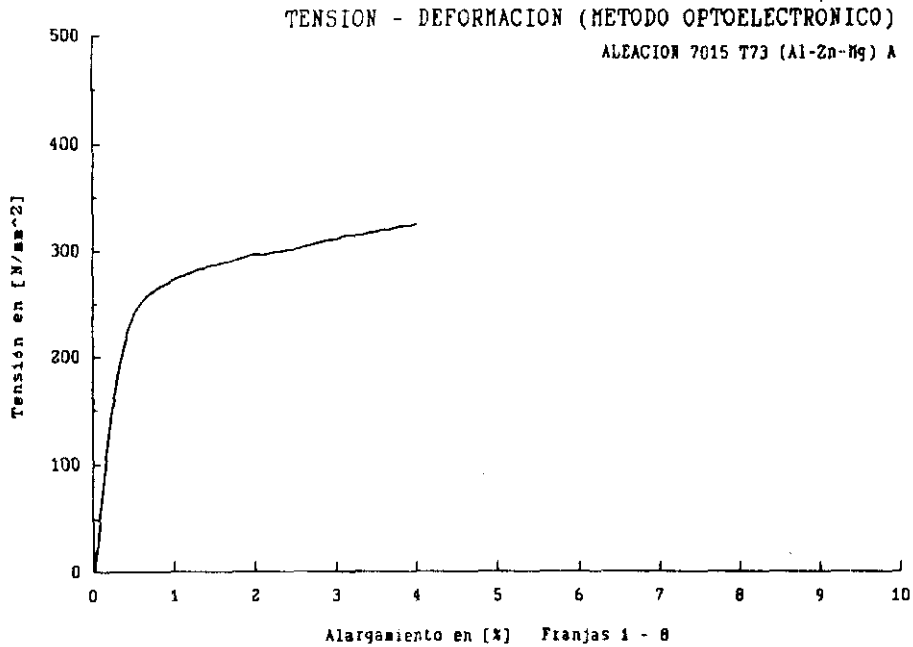


Figura 157.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.
Franjas 1 - 8. Método Optoelectrónico.

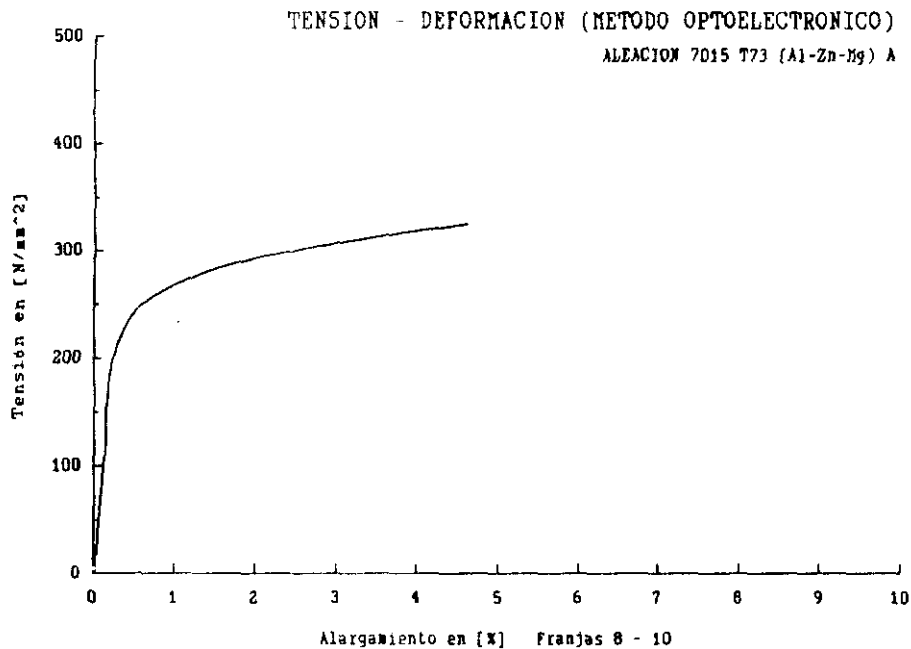


Figura 158.- Tension en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 8 - 10. Método Optoelectrónico.

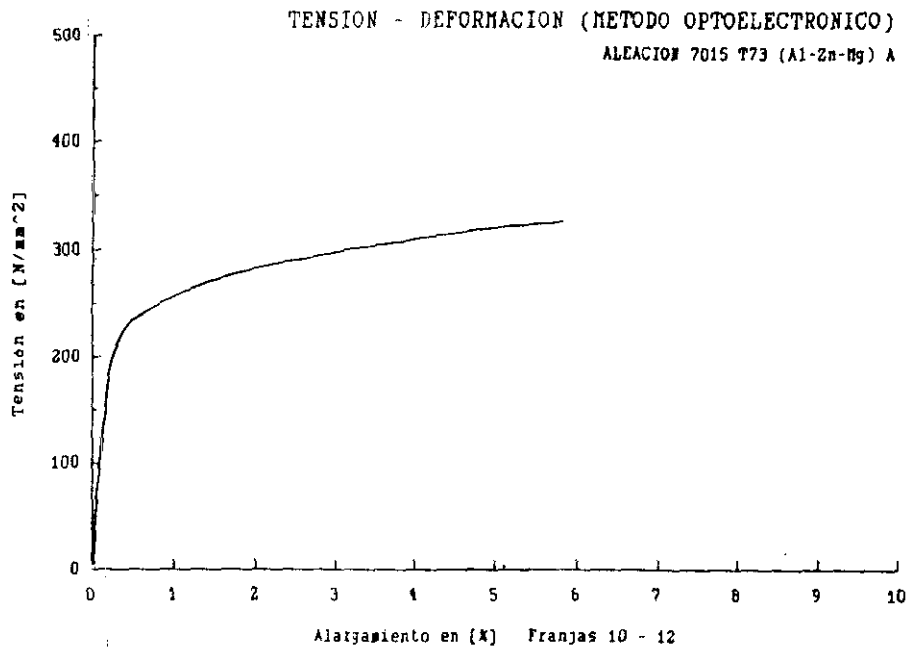


Figura 159.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.
Franjas 10 - 12. Método Optoelectrónico.

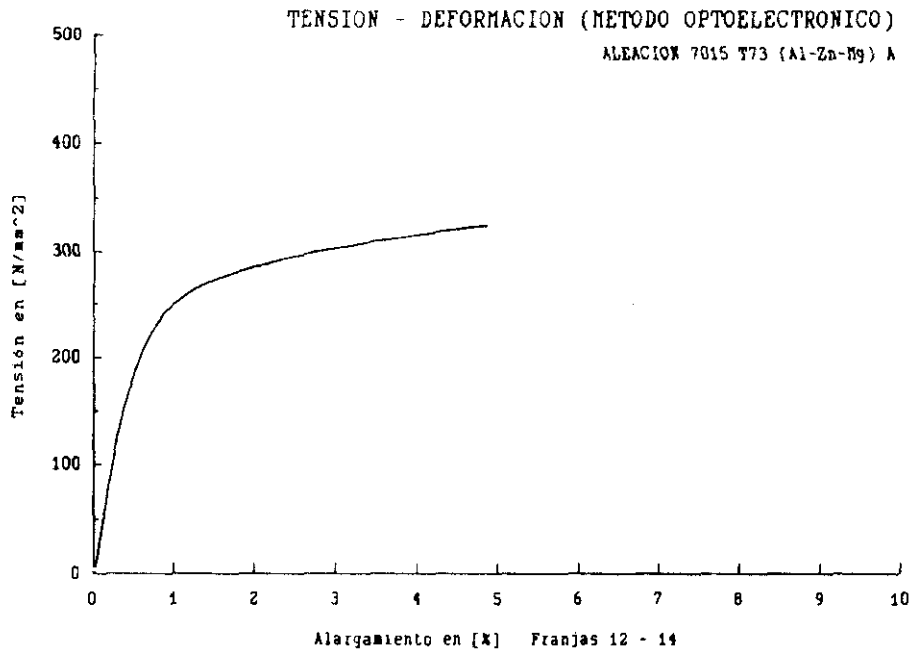


Figura 160.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 12 - 14. Método Optoelectrónico.

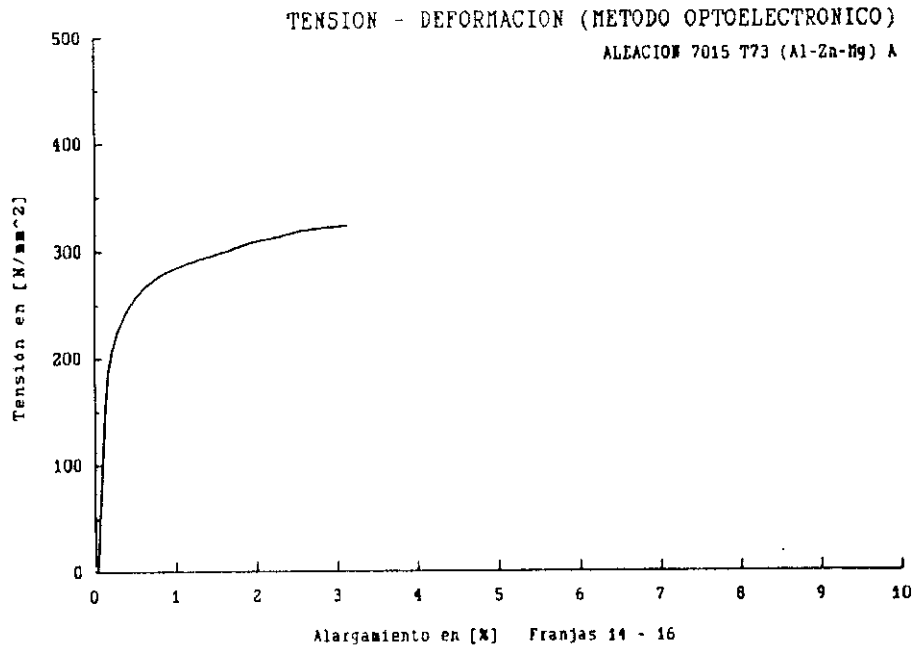


Figura 16).- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.
Franjas 14 - 16. Método Optoelectrónico.

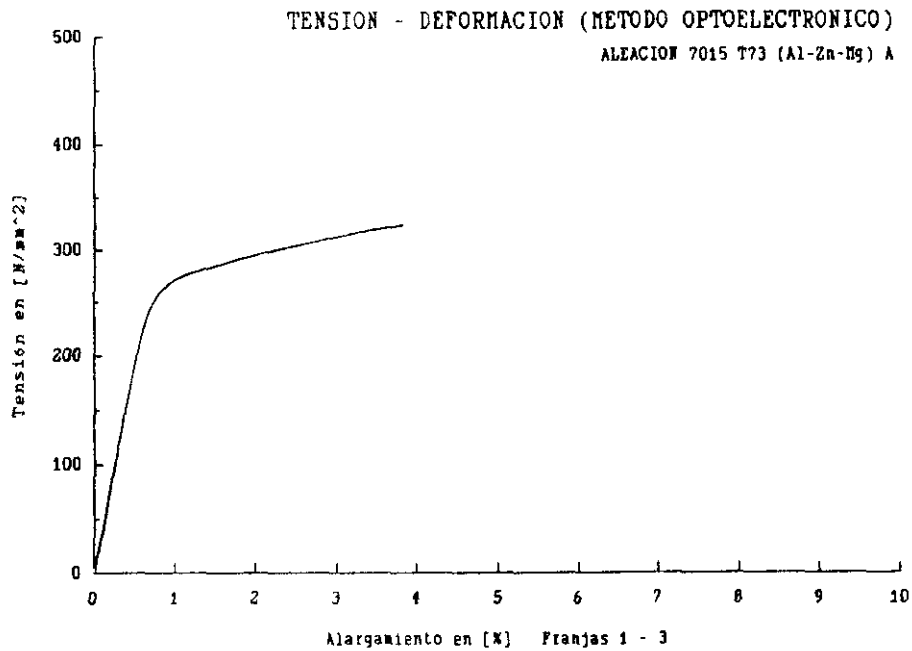


Figura 62.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 1 - 3. Método Optoelectrónico.

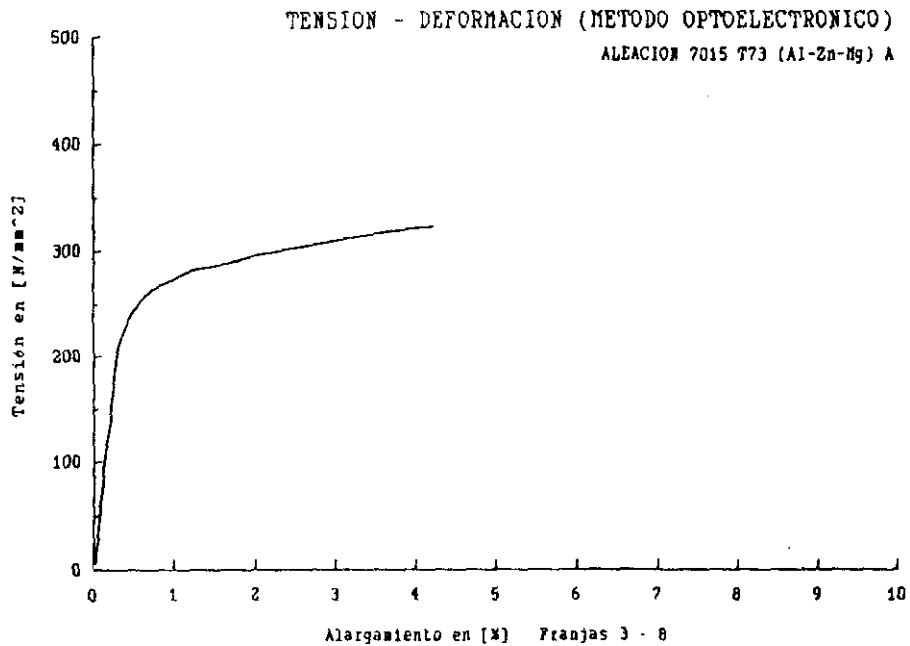


Figura 163.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 3 - 8. Método Optoelectrónico.

FIGURAS: 164 a 171

MATERIAL: Aleación 7015 T73 (Al-Zn-Mg) (Probeta A)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Deformación transversal [%] en función de la
deformación longitudinal [%]

ESTUDIO LOCAL: Zonal

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la deformación transversal respecto a la deformación longitudinal para cada una de las distintas zonas presentes en la junta soldada (Fig. 140):

1 - 16 : Datos globales

1 - 8 : ZAC [2]

8 - 10 : ZAC [1]

10 - 12 : BF

12 - 14 : ZAC [1]

14 - 16 : ZAC [2]

Con el fin de aportar información complementaria sobre la ZAC [2] en la que se observa variaciones en la dureza también se presentan las siguientes:

1 - 3 : descenso de dureza

3 - 8 : ascenso de dureza

Querdehnung gegen Laengsdehnung

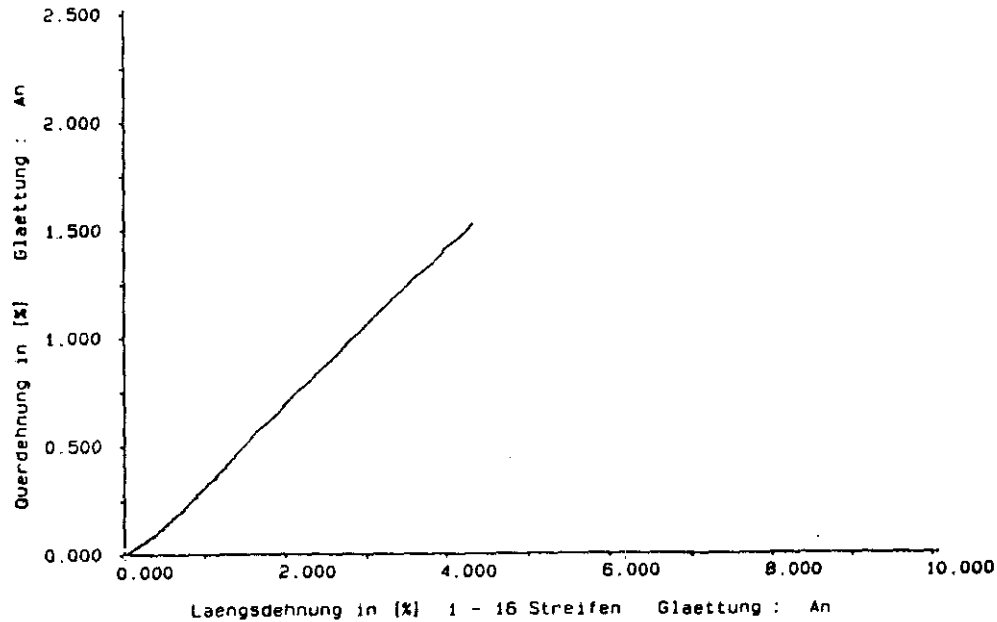


Figura 164.- Deformación Transversal en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 1 - 16. Método Optoelectrónico.

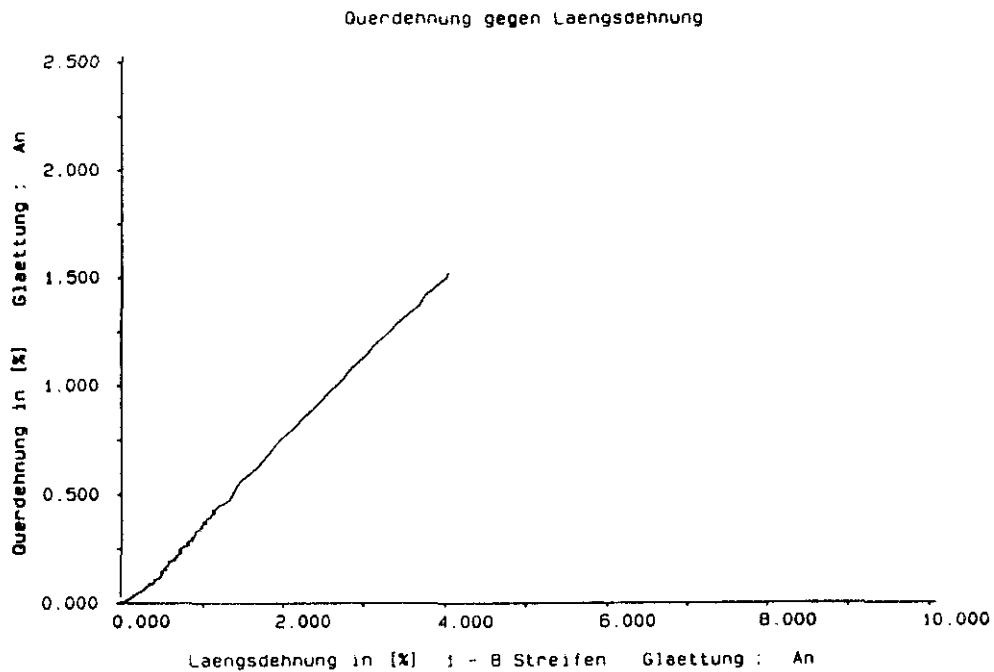


Figura 165.- Deformación Transversal en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 1 - 8. Método Optoelectrónico.

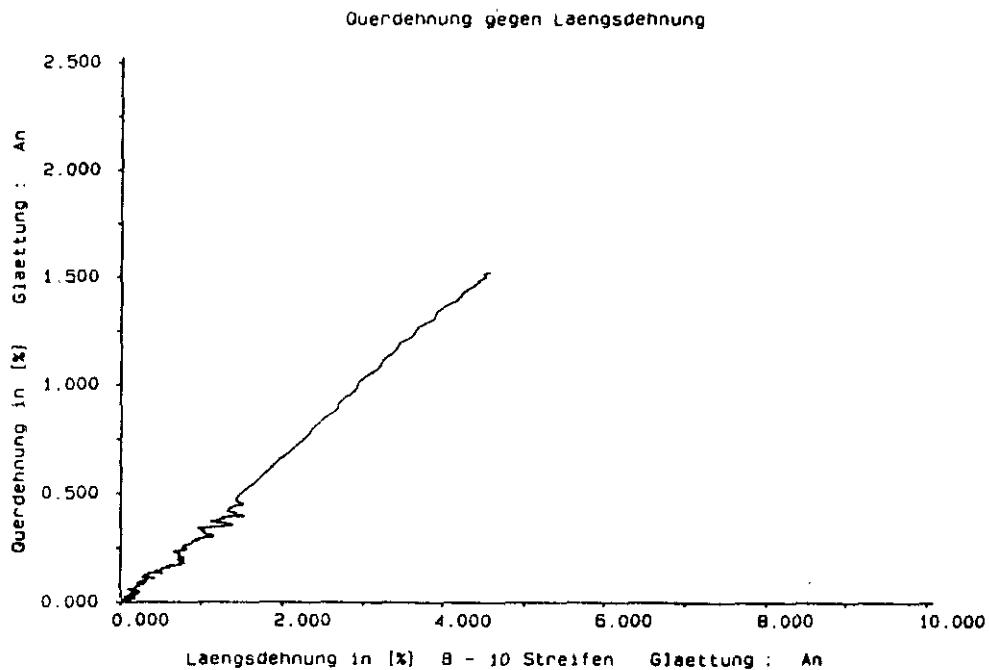
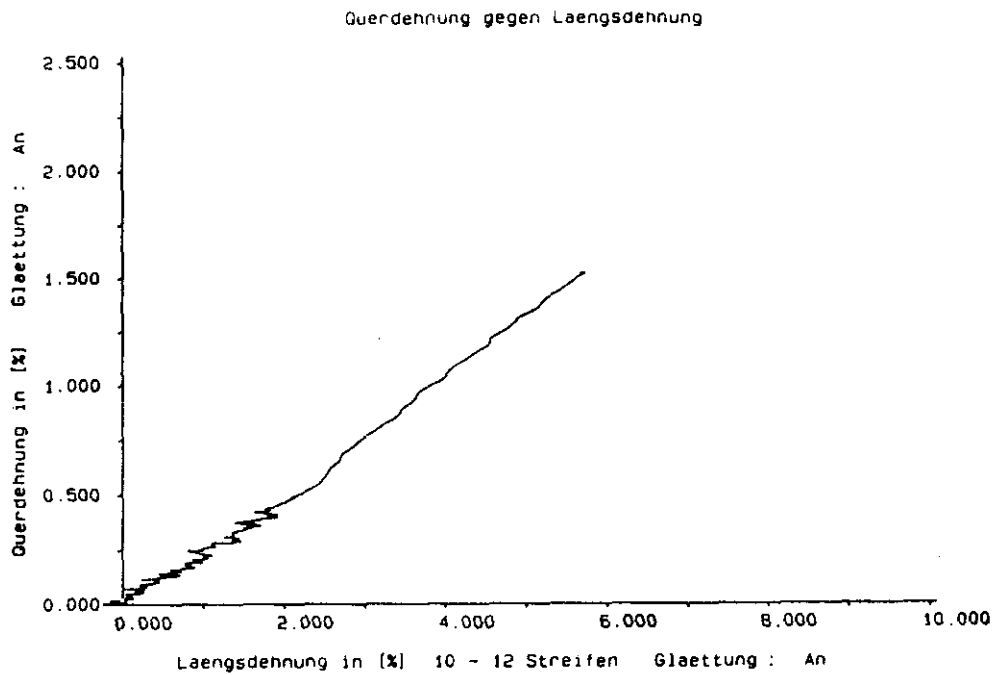


Figura 166.- Deformación Transversal en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 8 - 10. Método Optoelectrónico.



Figural67.- Deformación Transversal en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 10 - 12. Método Optoelectrónico.

Querdehnung gegen Laengsdehnung

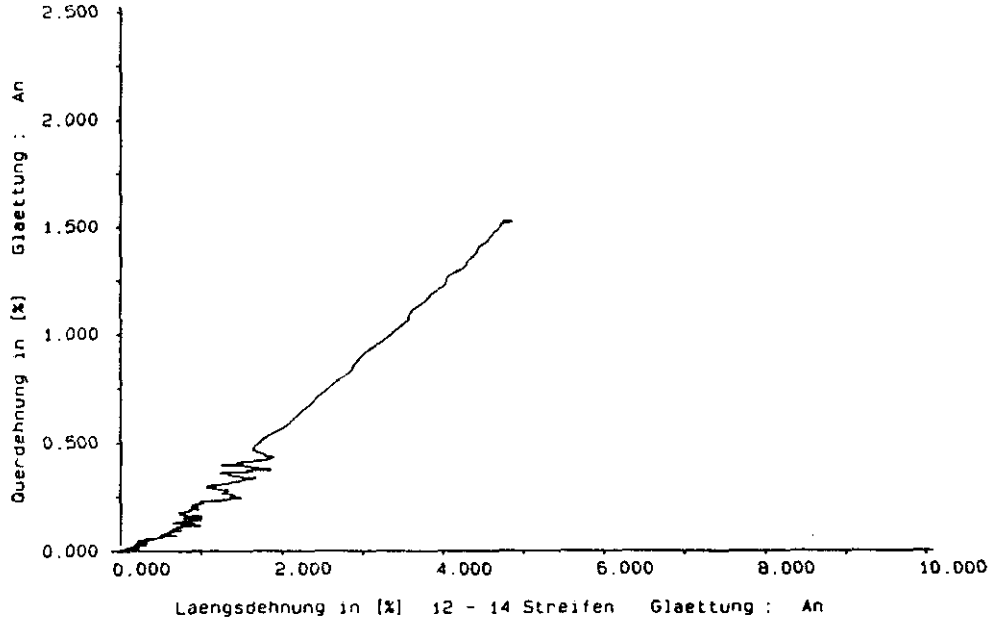


Figura 168.- Deformación Transversal en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 12 - 14. Método Optoelectrónico.

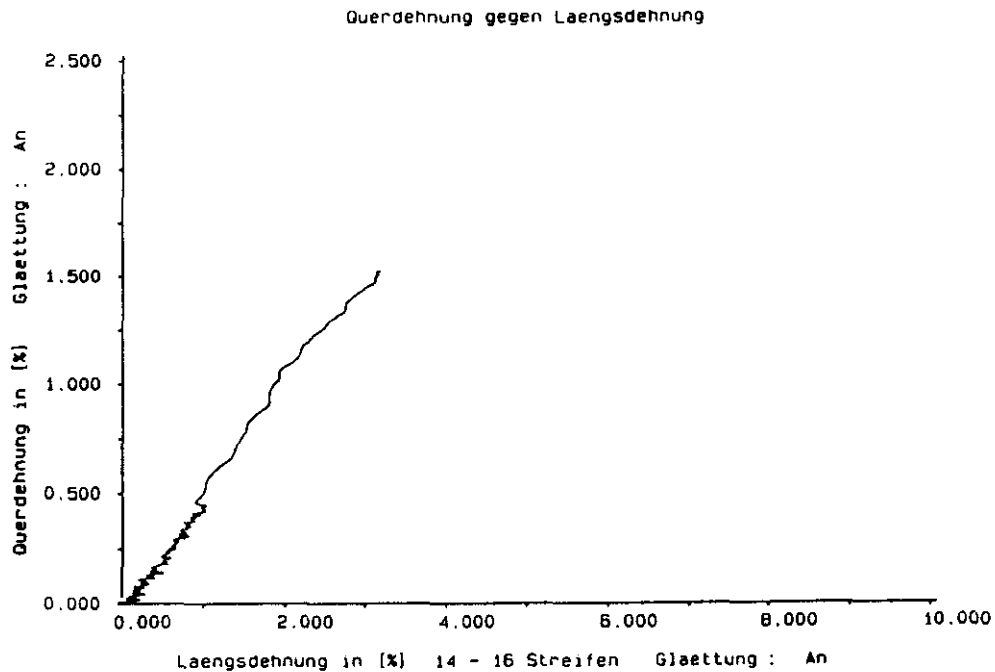
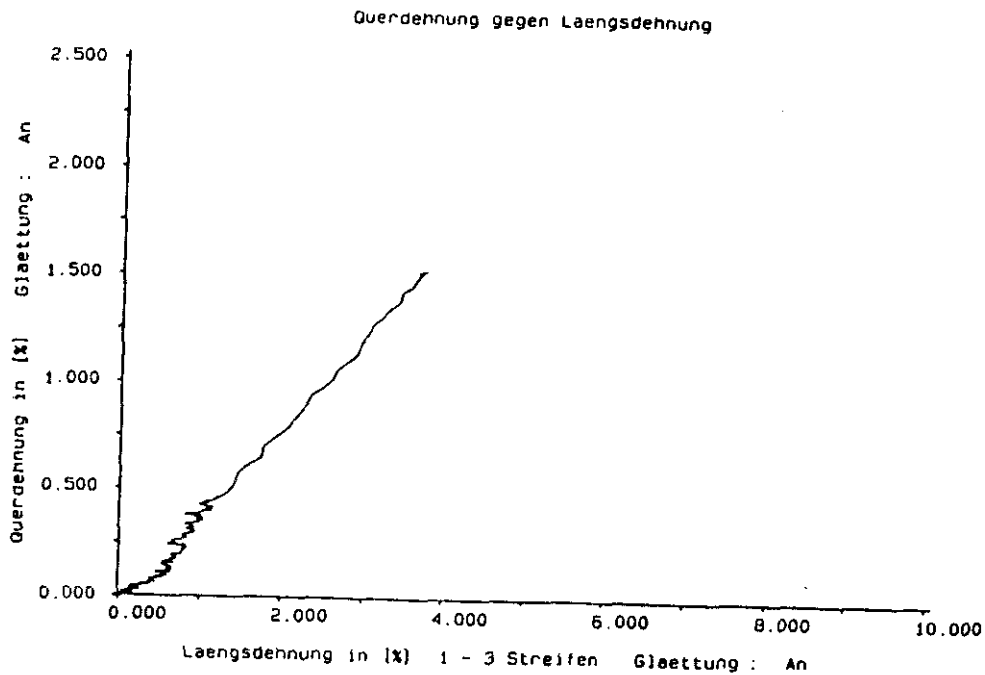


Figura 169.- Deformación Transversal en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 14 - 16. Método Optoelectrónico.



Figural70.- Deformación Transversal en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 1 - 3. Método Optoelectrónico.

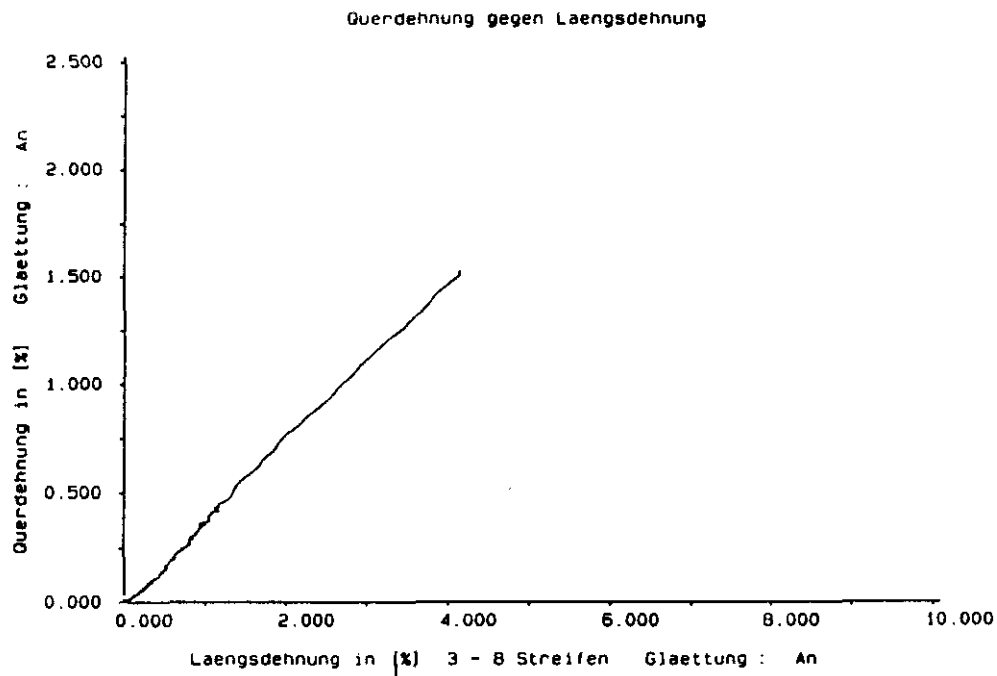


Figura 17).- Deformación Transversal en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 3 - 8. Método Optoelectrónico.

FIGURA: 172

MATERIAL: Aleación 7015 T73 (Al-Zn-Mg) (Probeta A)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Tensión [N/mm^2] en función del tiempo de ensayo
(número de barridos del láser -scans)

ESTUDIO LOCAL: Global

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la tensión
con el tiempo.

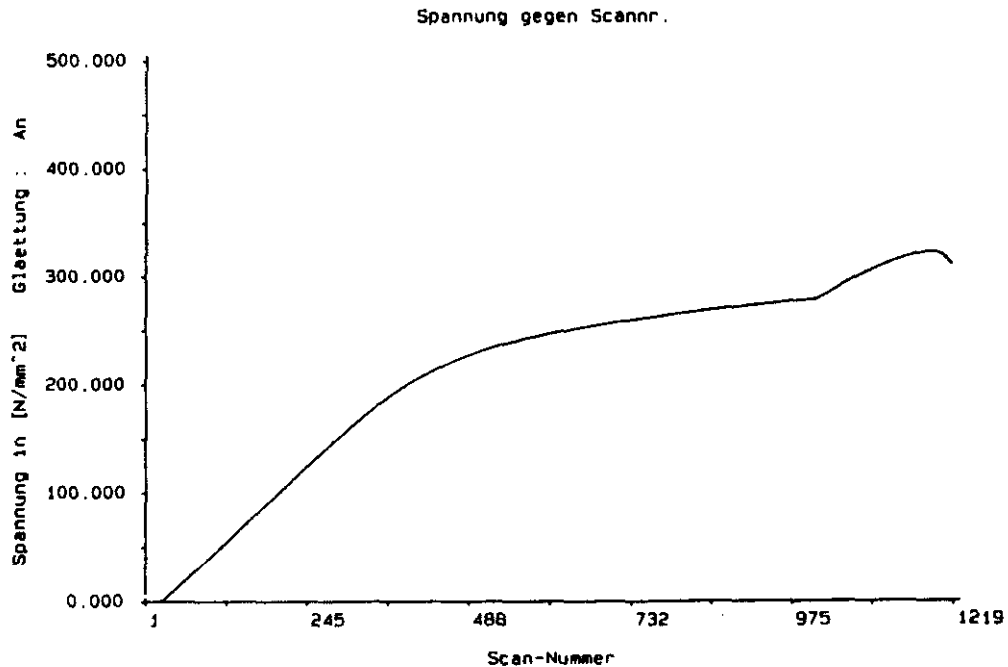


Figura 172.- Tensión en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Método Optoelectrónico.

FIGURA: 173

MATERIAL: Aleación 7015 T73 (Al-Zn-Mg) (Probeta A)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Deformación transversal (%) en función del tiempo de ensayo (número de barridos del láser -scans)

ESTUDIO LOCAL: Global

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la deformación transversal con el tiempo.

Querdehnung gegen Scannr.

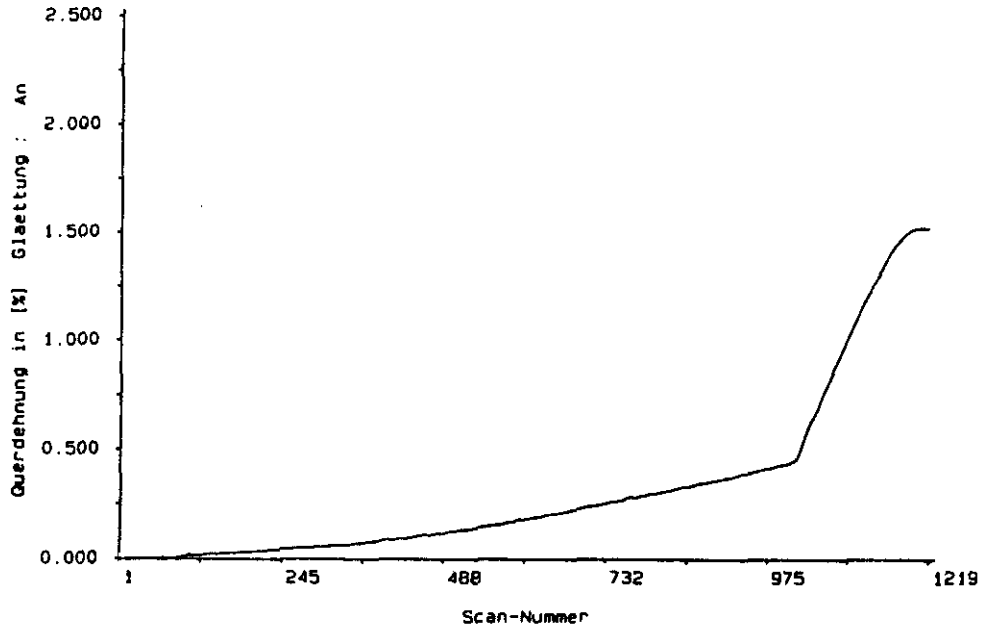


Figura 173.- Deformación Transversal en Función del Tiempo (Número de Scannr). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Método Optoelectrónico.

FIGURAS: 174 a 189

MATERIAL: Aleación 7015 T73 (Al-Zn-Mg) (Probeta A)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Deformación longitudinal (%) en función del tiempo de ensayo (número de barridos del láser -scanns)

ESTUDIO LOCAL: Franja a franja

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la deformación longitudinal con el tiempo para cada espaciado entre dos franjas contiguas.

Se muestra, también, la variación de la deformación longitudinal con el tiempo de ensayo para cada espaciado en dos tipos de gráficos diferentes (Figs 190 y 191).

Así mismo, se muestra el estadio final del proceso de visualización por ordenador del ensayo de tracción (Fig. 192).

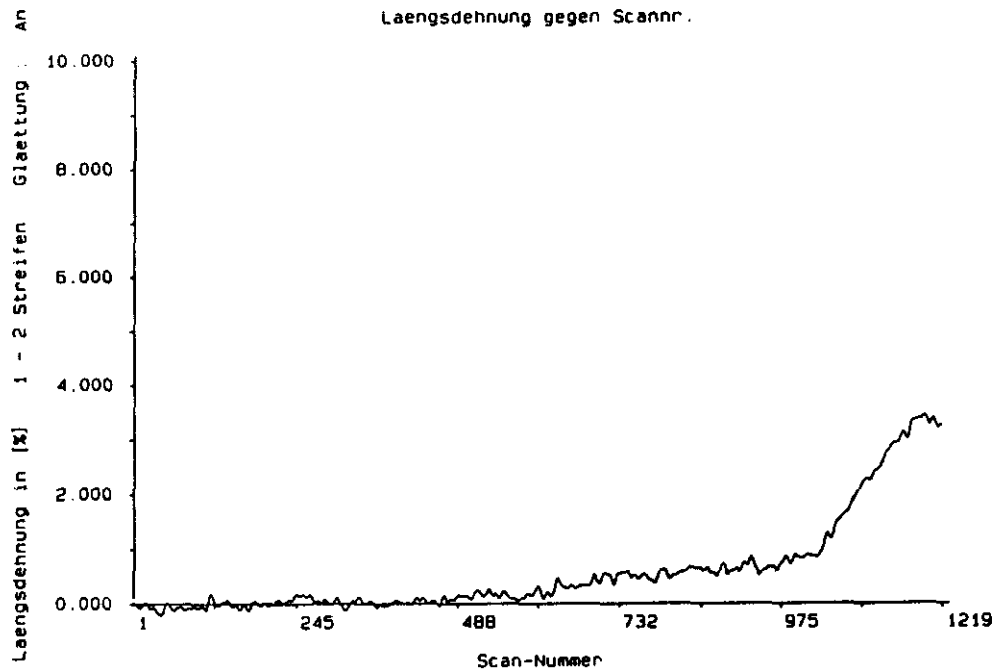


Figura 174.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scans). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 1 - 2. Método Optoelectrónico.

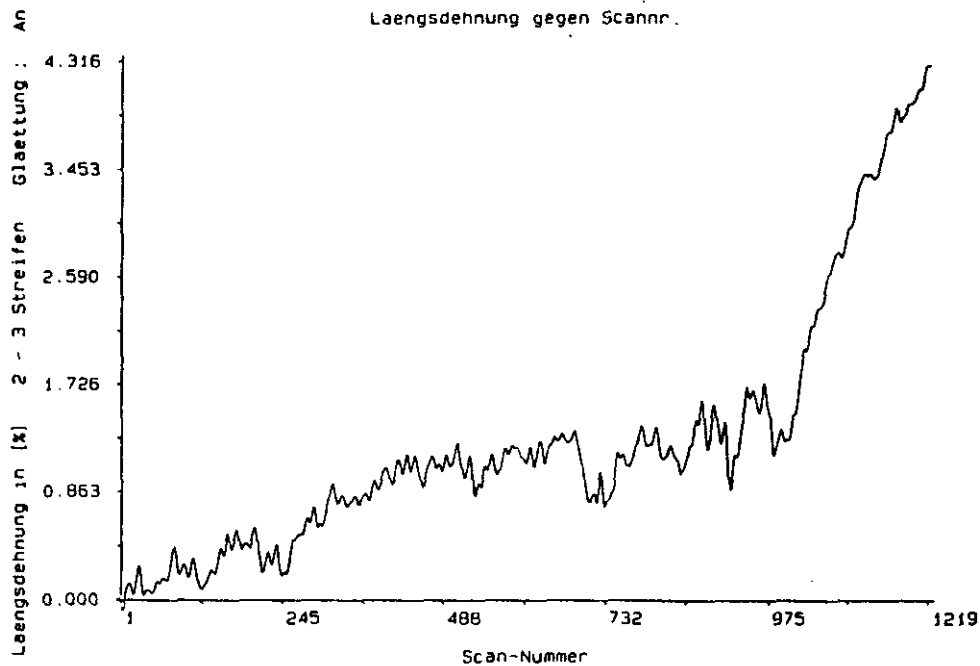


Figura 175.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

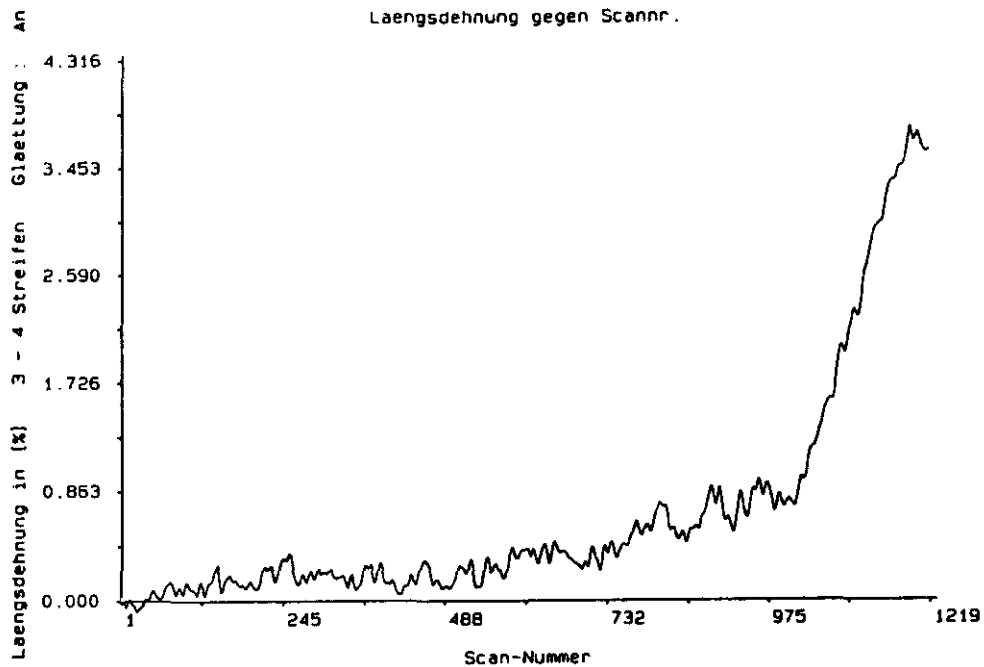


Figura 176.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 3 - 4. Método Optoelectrónico.

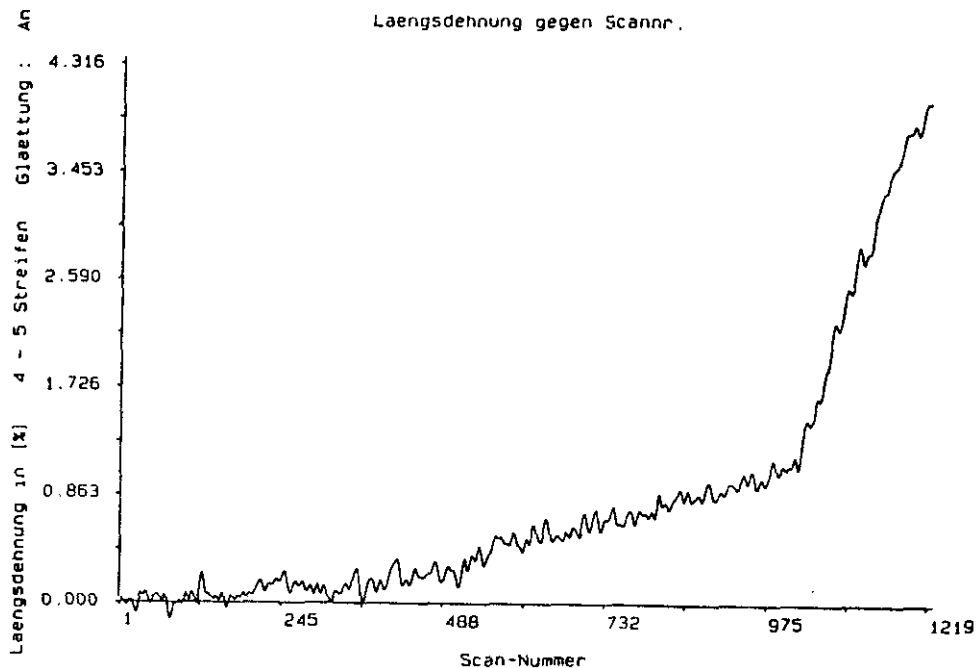


Figura 177.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 4 - 5. Método Optoelectrónico.

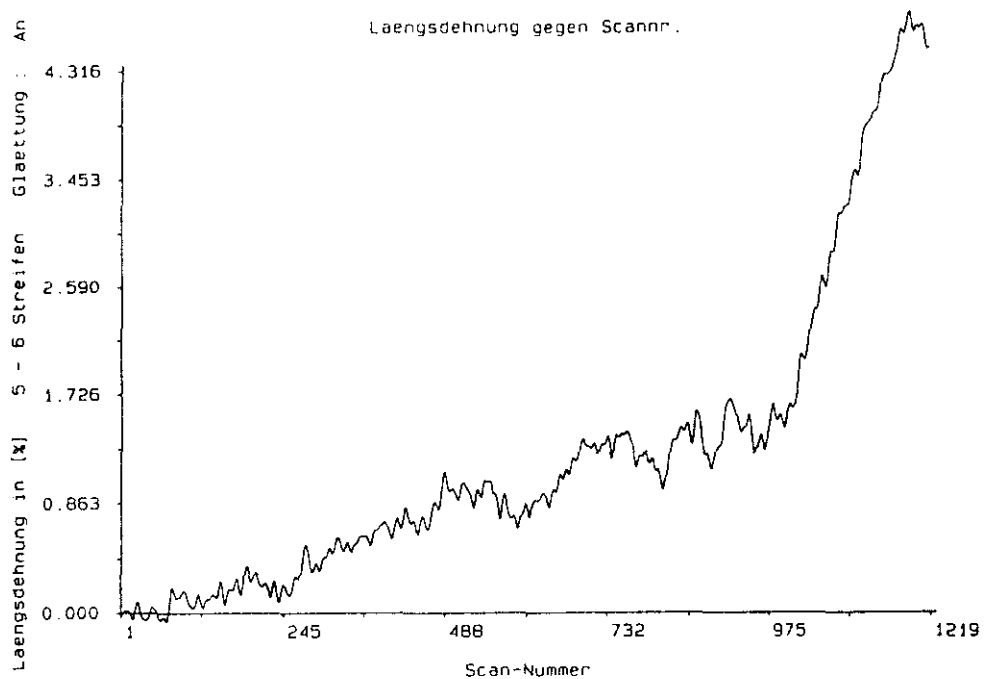


Figura 178.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 5 - 6. Método Optoelectrónico.

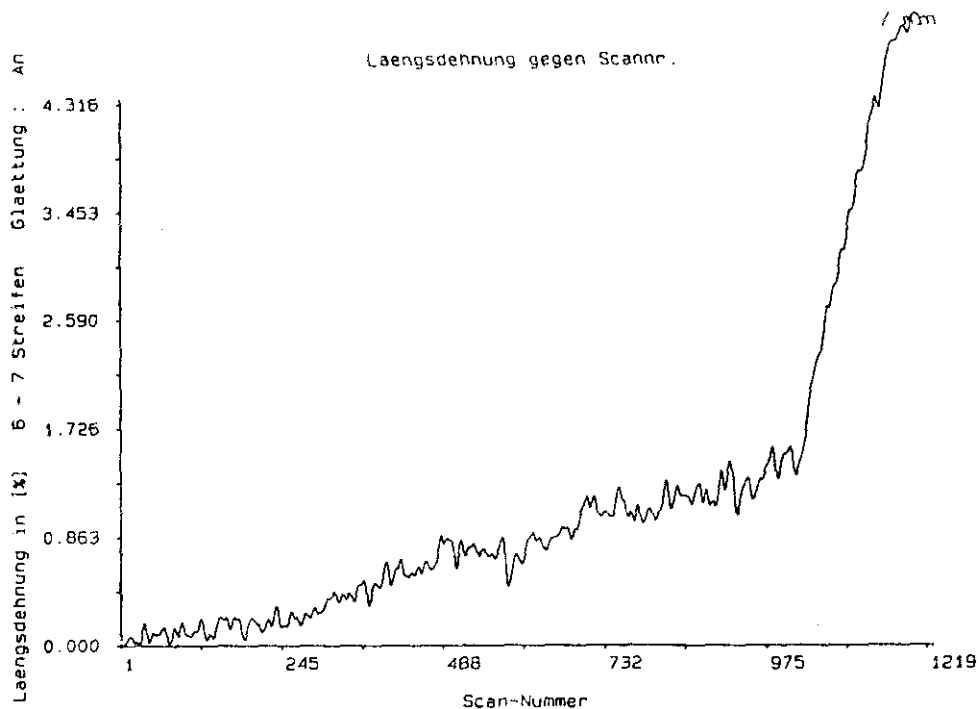


Figura 179.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.
Franjas 6 - 7. Método Optoelectrónico.

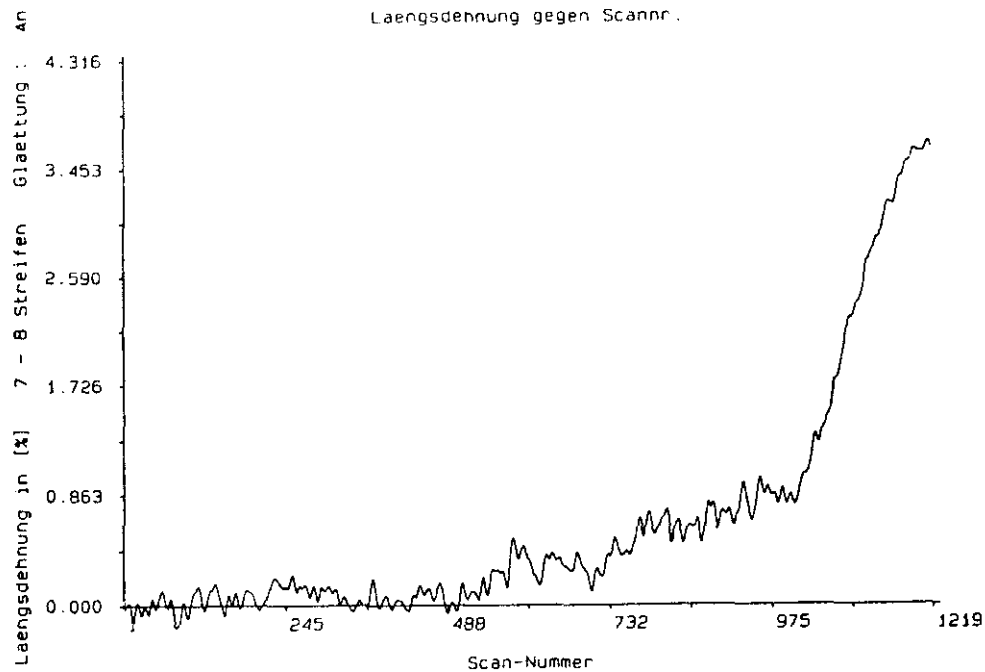


Figura 180.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 7 - 8. Método Optoelectrónico.

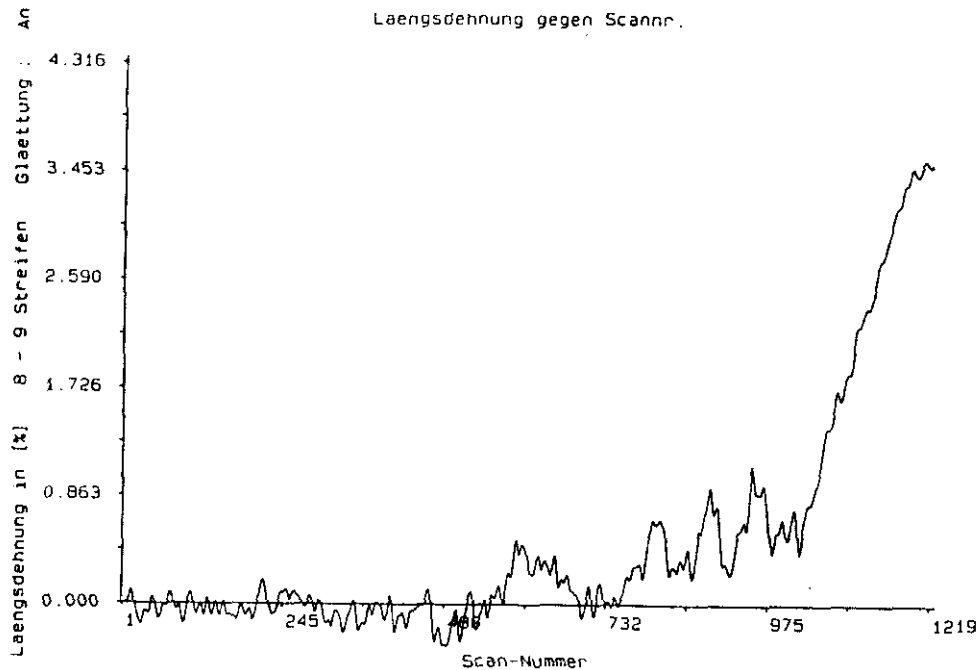


Figura 101.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 8 - 9. Método Optoelectrónico.

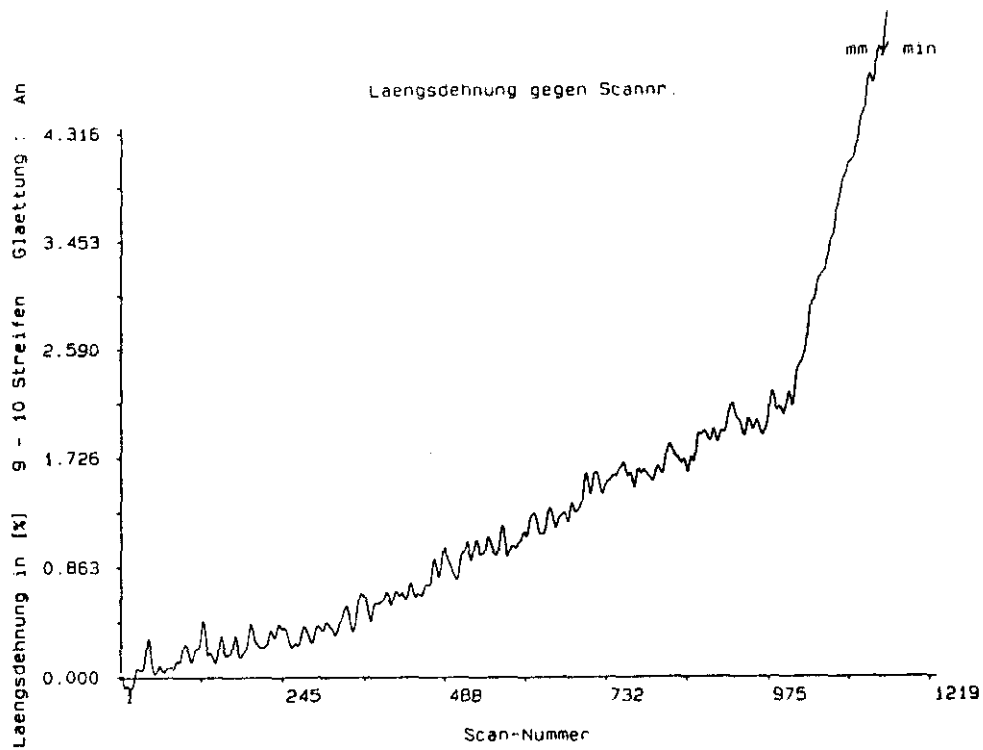


Figura 182.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scans). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 9 - 10. Método Optoelectrónico.

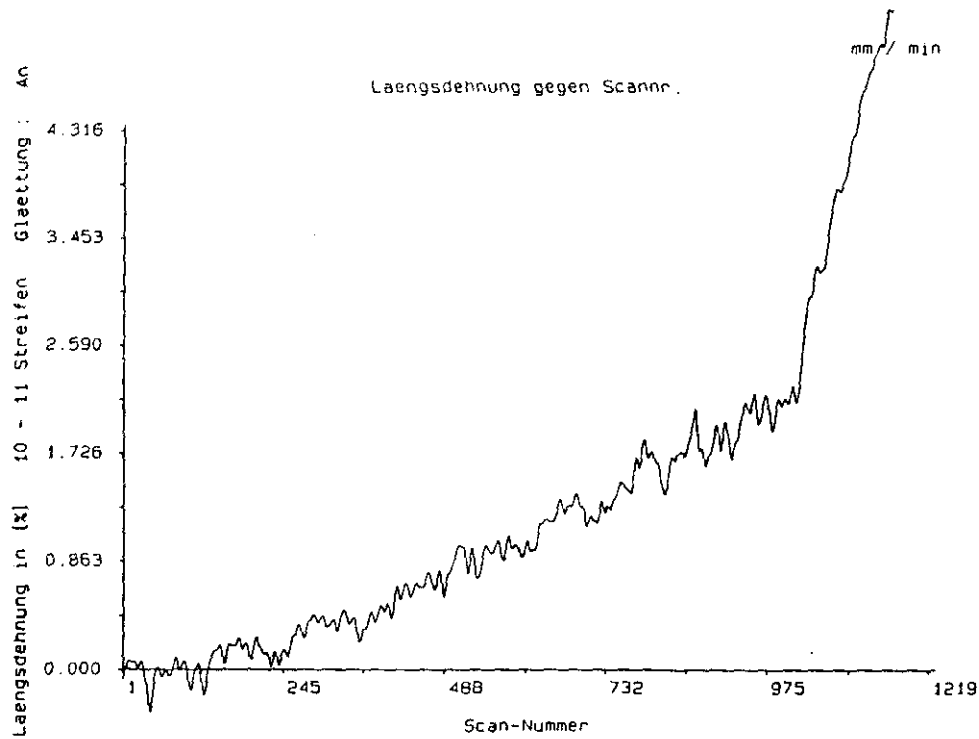


Figura 183.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scans). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

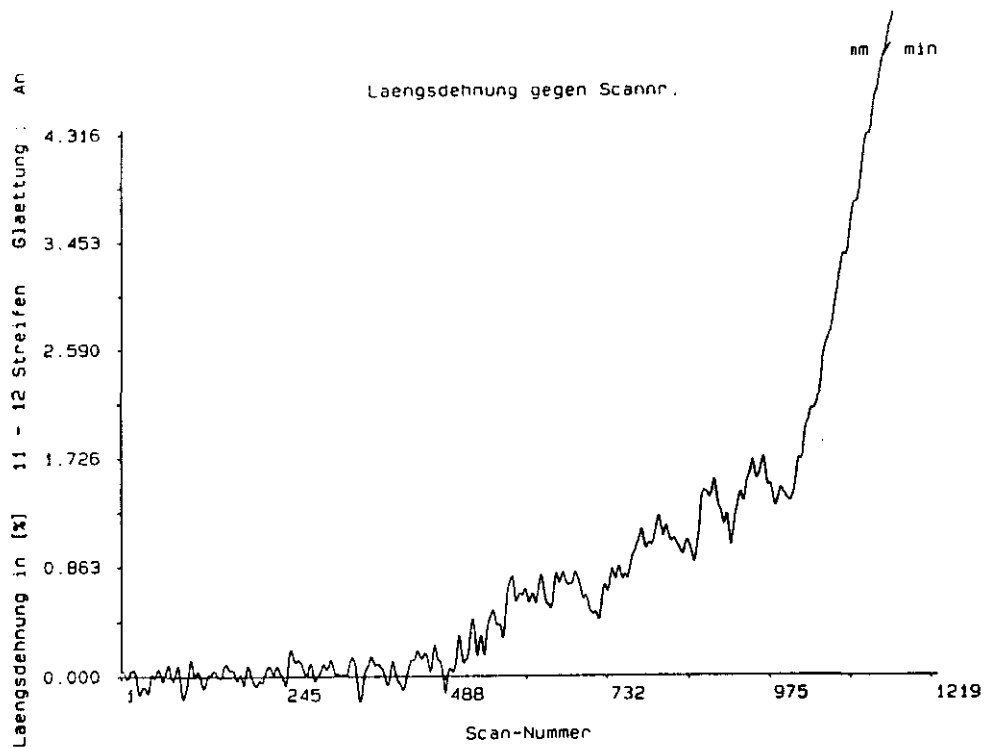


Figura 184.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 11 - 12. Método Optoelectrónico.

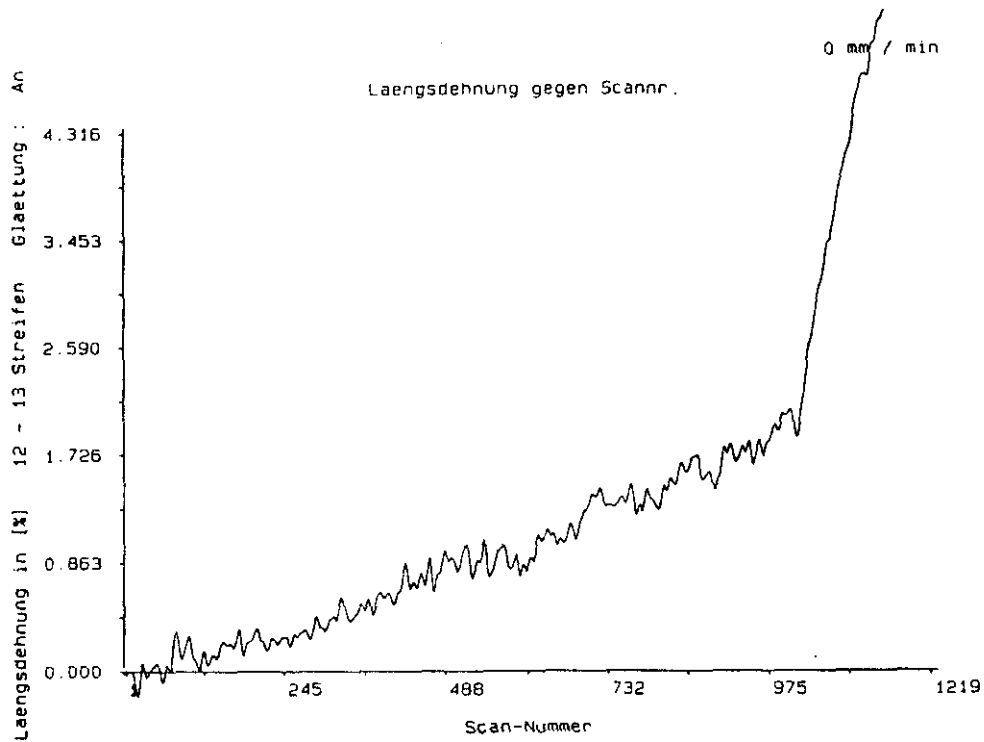


Figura 185.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 12 - 13. Método Optoelectrónico.

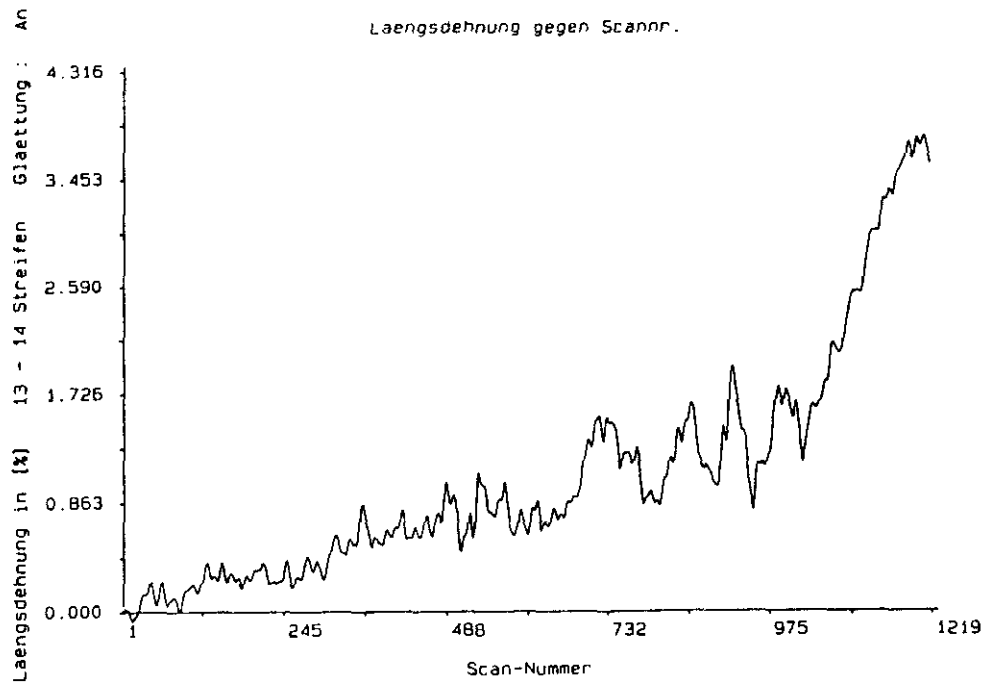


Figura 186.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 13 - 14. Método Optoelectrónico.

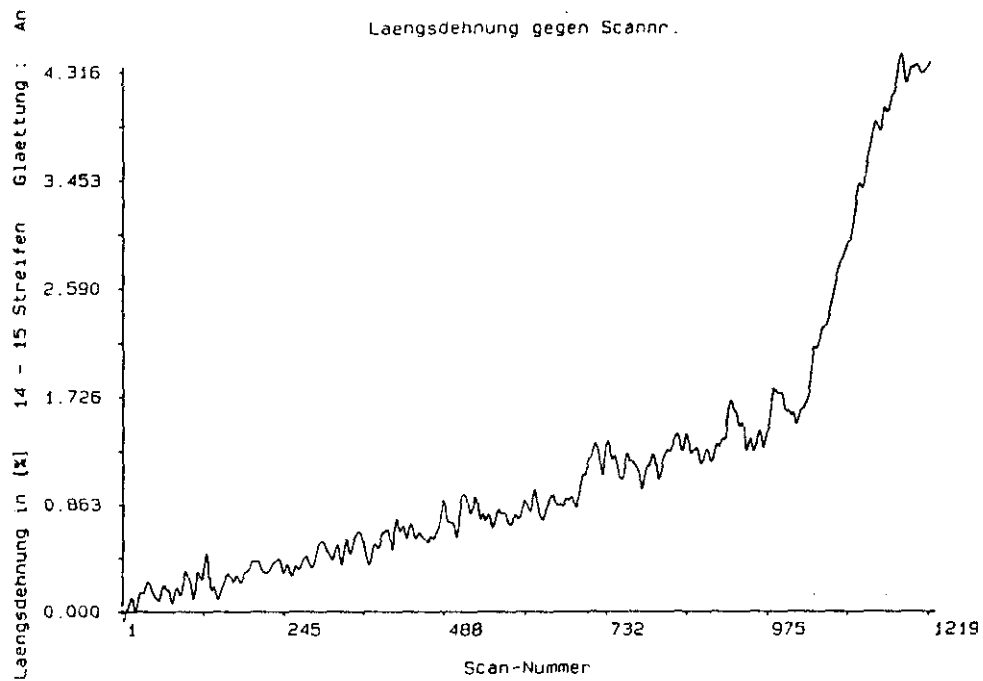


Figura 187.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIC.

Franjas 14 - 15. Método Optoelectrónico.

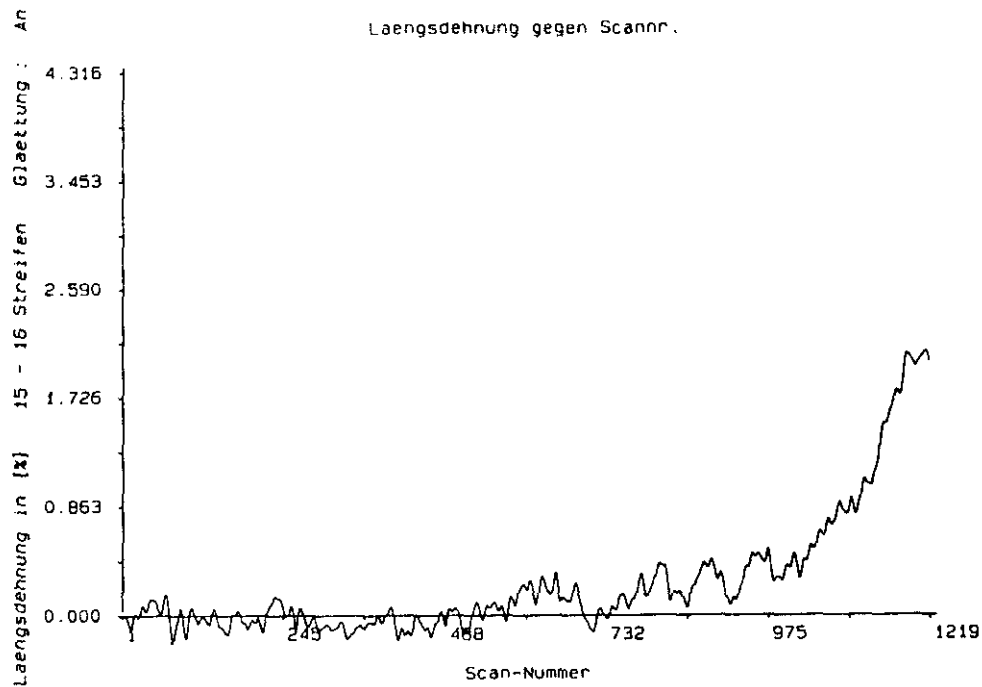


Figura 188.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 15 - 16. Método Optoelectrónico.

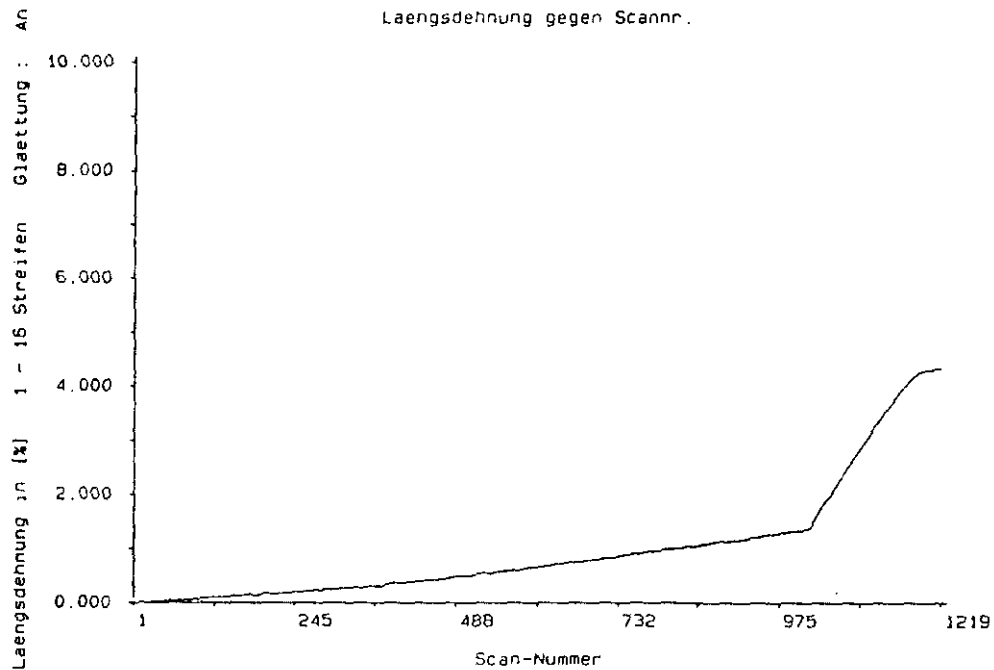


Figura 189.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns).
 Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG. Franjas 1 - 16. Método Optoelectrónico.

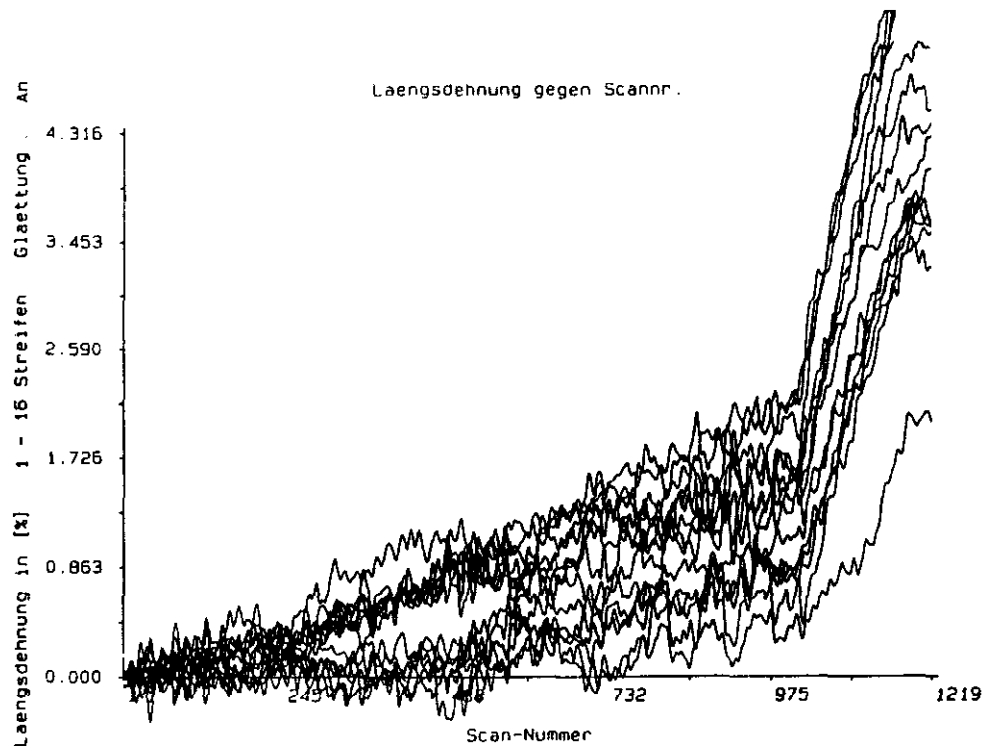


Figura 190.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Totalización de los Gráficos anteriores. Método Optoelectrónico.

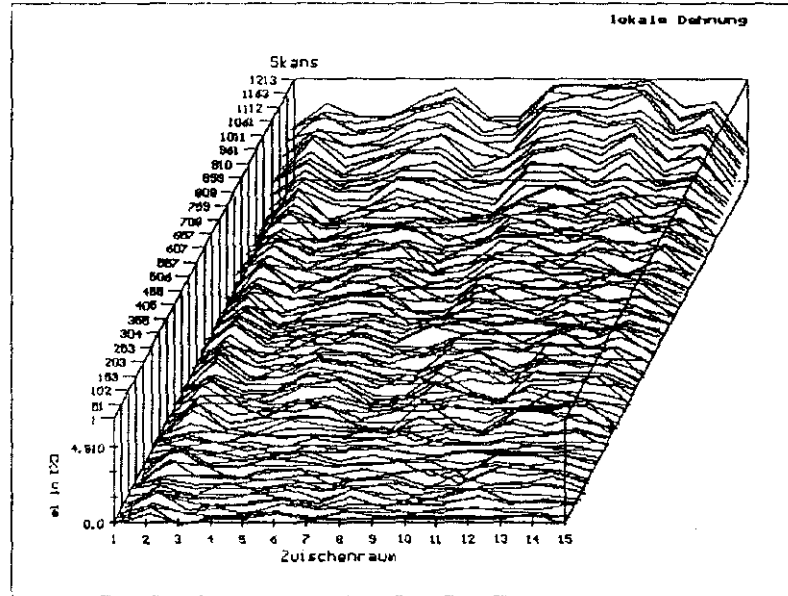


Figura 191.- Representación Tridimensional Mostrando la Variación de la Deformación Longitudinal para Cada Franja, en Función del Tiempo (Número de Scans). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG. Método Optoelectrónico.

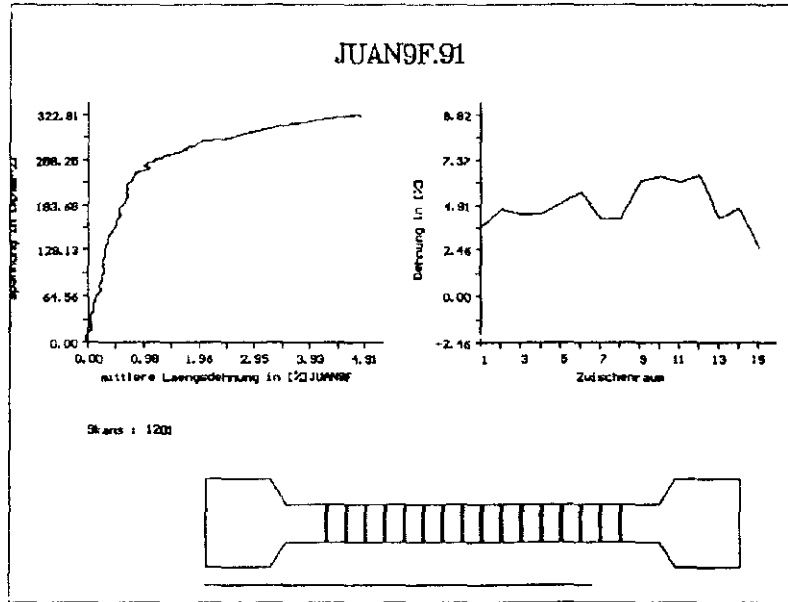


Figura 192.- Estado Final del Proceso de Visualización por Ordenador del Ensayo de Tracción.

Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG. Método Optoelectrónico.

FIGURAS: 193 a 197

MATERIAL: Aleación 7015 T73 (Al-Zn-Mg) (Probeta A)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Deformación longitudinal [%] en función del tiempo de ensayo (número de barridos del láser -scans)

ESTUDIO LOCAL: Zonal

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la deformación longitudinal con el tiempo para cada una de las distintas zonas presentes en la junta soldada (Fig. 140):

1 - 8 : ZAC [2]

8 - 10 : ZAC [1]

10 - 12 : BF

12 - 14 : ZAC [1]

14 - 16 : ZAC [2]

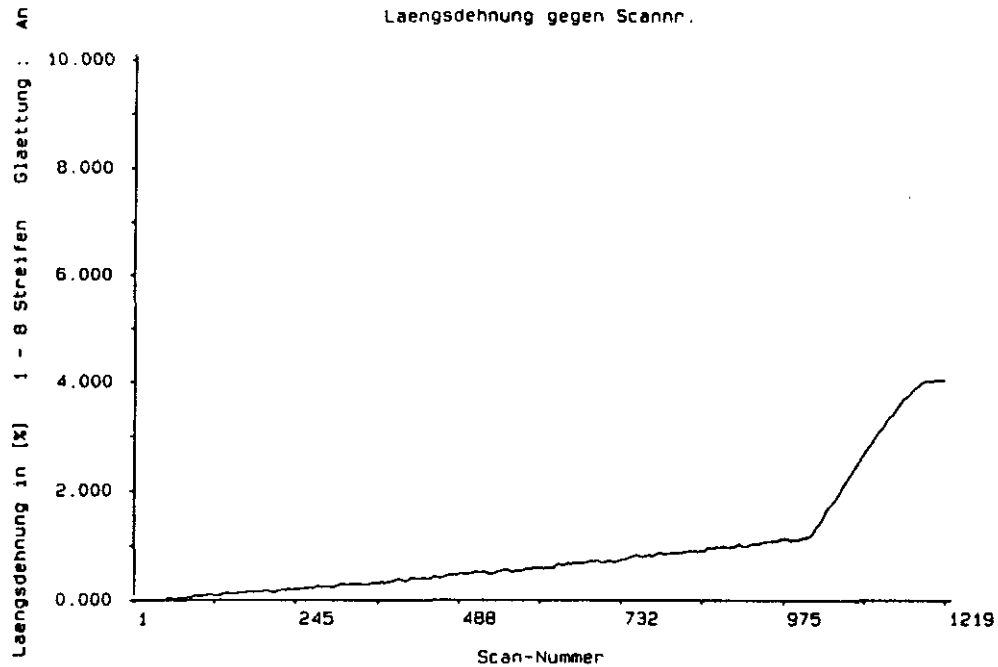


Figura 193.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 1 - 8. Método Optoelectrónico.

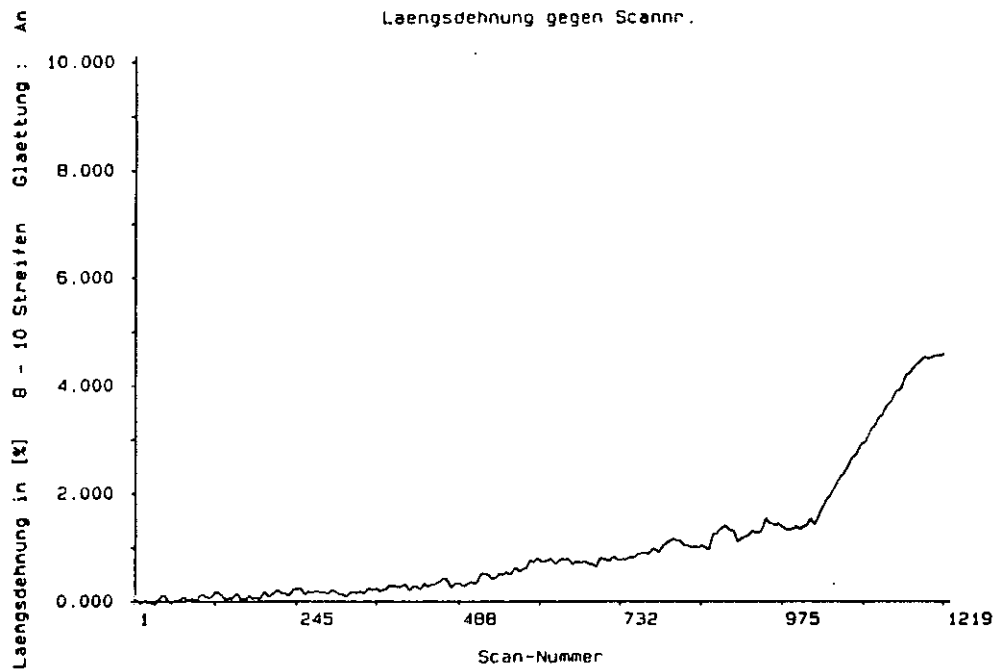


Figura 194.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada FIG.

Franjas 8 - 10. Método Optoelectrónico.

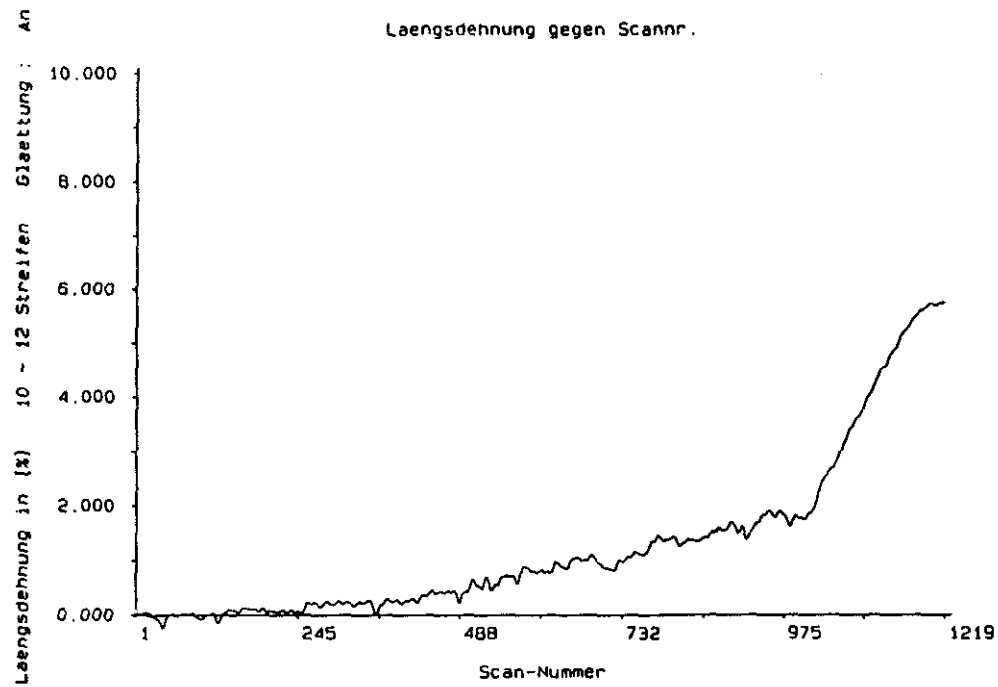


Figura 195.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 10 - 12. Método Optoelectrónico.

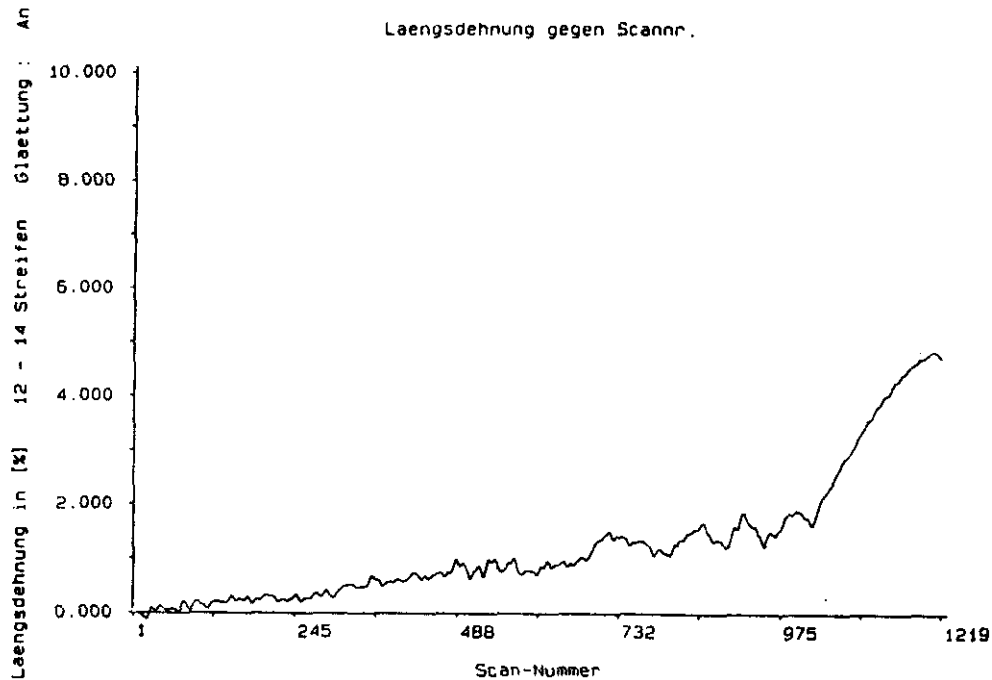


Figura 196.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 12 - 14. Método Optoelectrónico.

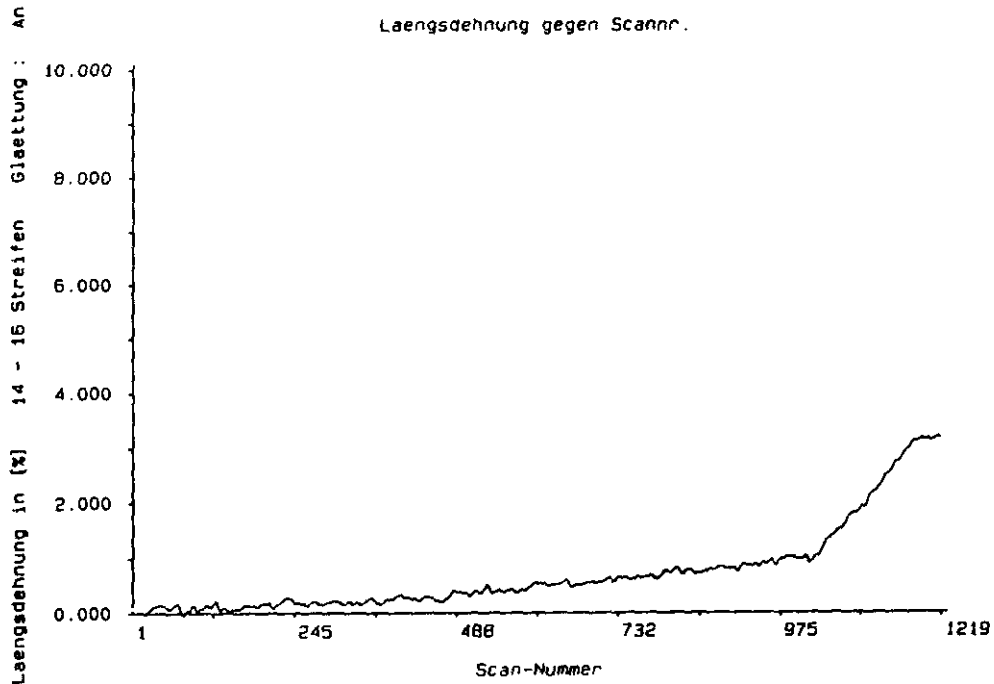


Figura 197.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 T73 (Prob. A) Soldada TIG.

Franjas 14 - 16. Método Optoelectrónico.

ALEACIÓN 7015 F. SOLDADA MEDIANTE TIG

En las figuras 198 a 258 se muestra la información mecánica obtenida mediante el método optoelectrónico de la aleación 7015 F soldada sometida al ensayo de tracción.

Esta aleación es la 7015 sin tratamiento de envejecimiento, lo que significa que su MB va a presentar unas características mecánicas resistentes muy bajas. La descarga del arco eléctrico supone, para este material, un proceso térmico que invierte las propiedades mecánicas, tal como se han discutido para las 2014 T6 y 7015 T73. El BF tendrá unas características mecánicas cualitativas iguales al BF de la 7015 T73, ya que la fusión provocará la aparición de una estructura de colada sin grandes prestaciones mecánicas (Figs. 218, 224, 230, 252, 253 y 256).

La ZAC, por el contrario que en las aleaciones tratadas térmicamente antes citadas, sufrirá un endurecimiento y por tanto ganancia en cuanto a las propiedades mecánicas resistentes y pérdida de propiedades plásticas, aunque de orden menor, respecto al MB (Figs. 216 a 258).

Esta aleación ha sido ensayada con el fin de producir un cambio radical en las propiedades mecánicas con respecto a las dos anteriormente estudiadas y así comprobar la exactitud de la información del método optoelectrónico. Incluso se puede asegurar que esta aleación, con un comportamiento más sencillo

y pronosticado ha sido y es un banco de pruebas para la adaptación del método a los hechos estudiados.

También en esta aleación se ha obtenido información mecánica complementaria estudiando la variación local zonal de propiedades como:

- . tensión
- . deformación longitudinal
- . deformación transversal
- . diferencial de la tensión (σ) respecto a la diferencial de la deformación longitudinal (ϵ)
- . deformación transversal dividida entre la deformación longitudinal (relación de contracción)
- . tiempo de ensayo (número de barridos del rayo láser -scanns) (Figs. 198 a 258).

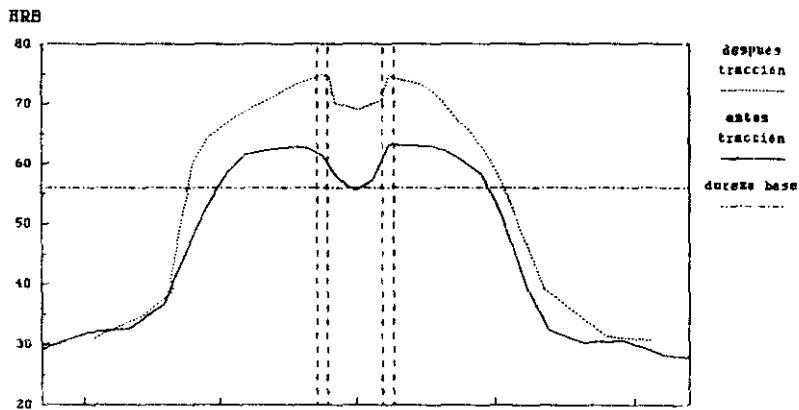
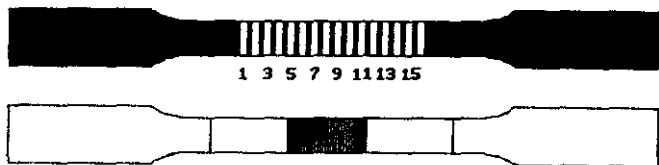


Figura 198.- Situación de la Junta Soldada en una Probeta de Tracción Respecto al Código de Franjas del Método Optoelectrónico y Perfil de Dureza Rockwell B sobre el Frontal de la Probeta. Aleación 7015 F Soldada TIG.

FIGURAS: 199 a 215

MATERIAL: Aleación 7015 F (Al-Zn-Mg)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Tensión [N/mm^2] en función de la deformación longitudinal [%]

ESTUDIO LOCAL: Franja a franja

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la tensión respecto a la deformación longitudinal para cada espaciado entre dos franjas contiguas.

Para las franjas 7 - 8, se presenta un cambio de escala en el alargamiento (Fig. 207).

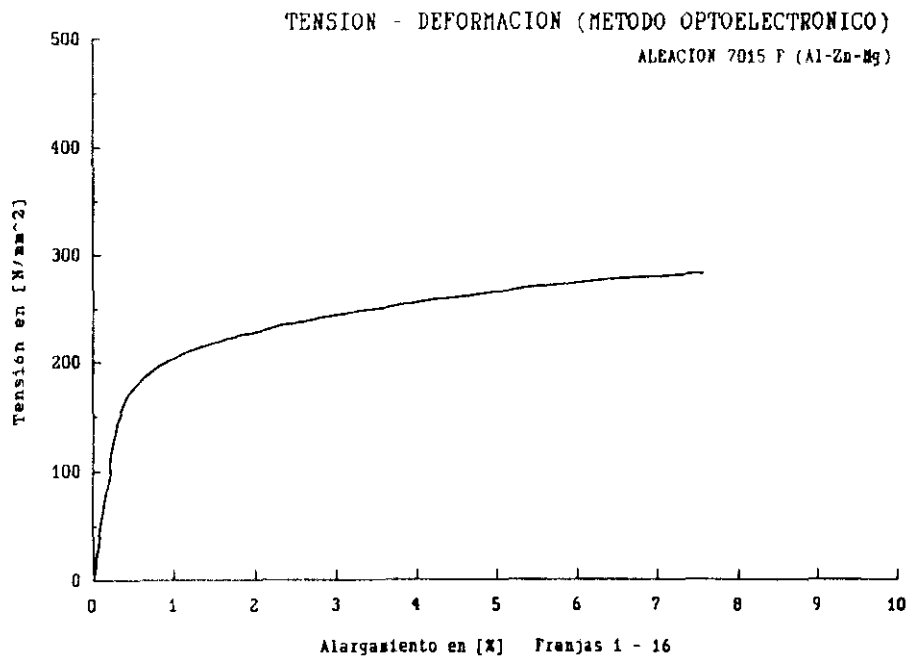


Figura 199.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 1-16. Método Optoelectrónico.

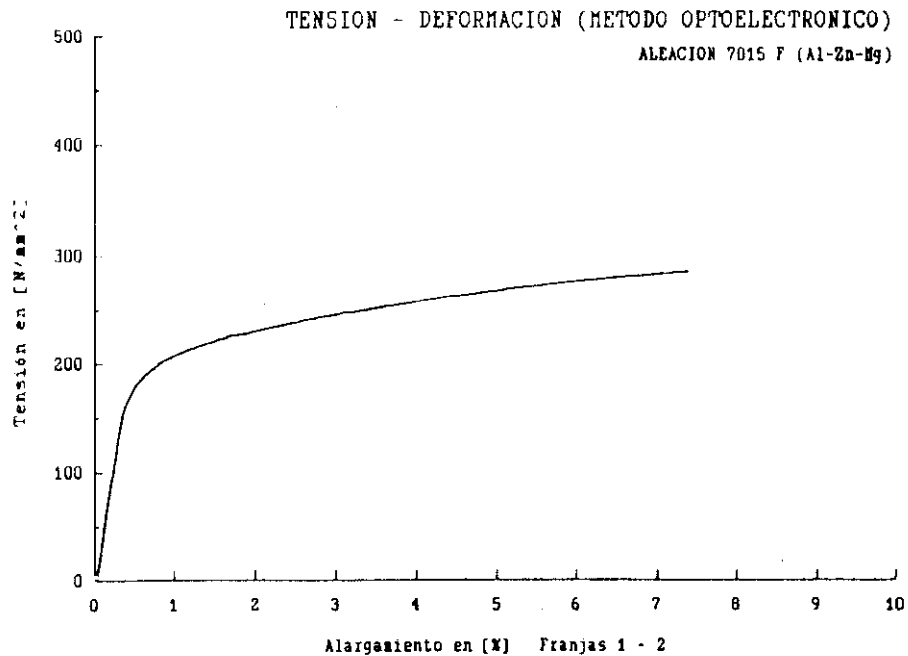


Figura 200.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.
Franjas 1-2. Método Optoelectrónico.

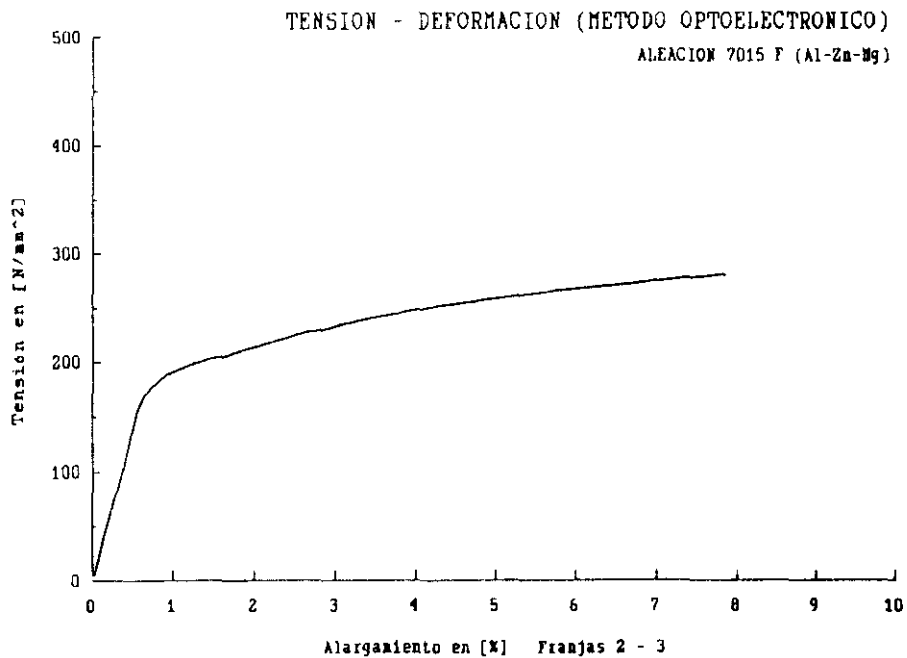


Figura 201.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.
Franjas 2-3. Método Optoelectrónico.

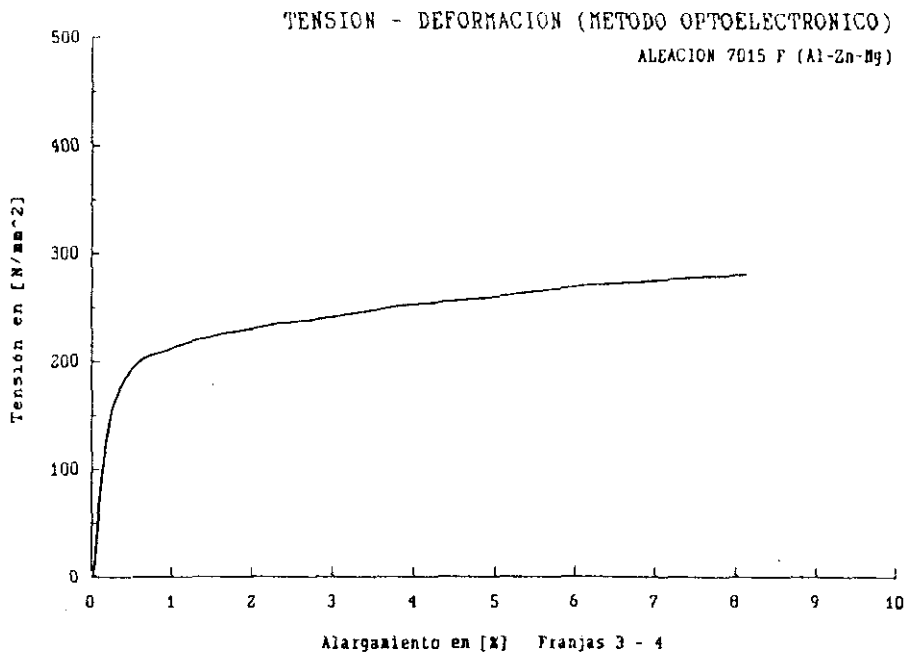


Figura 202.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 1-4. Método Optoelectrónico.

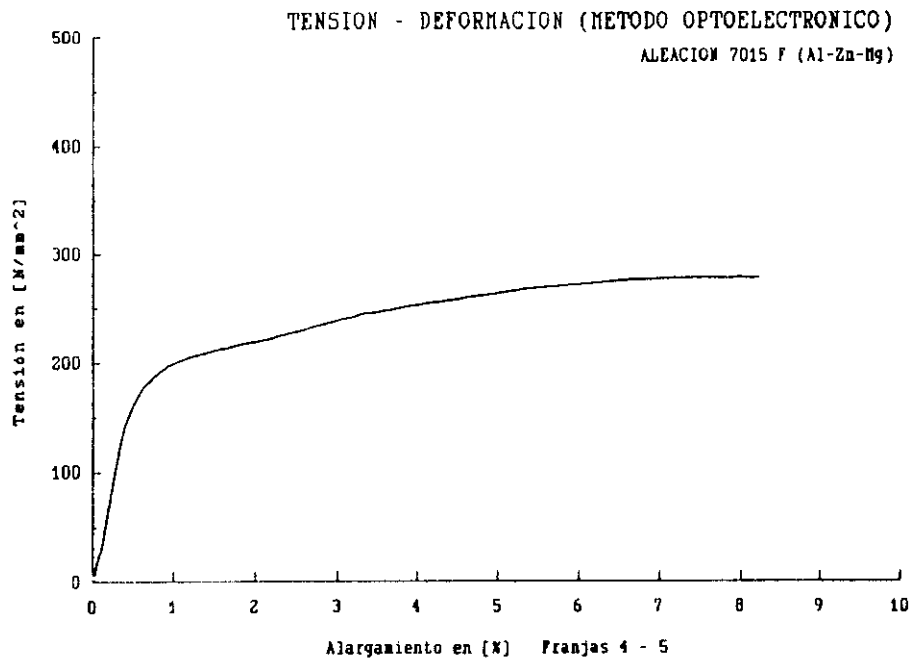


Figura 203.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 4-5. Método Optoelectrónico.

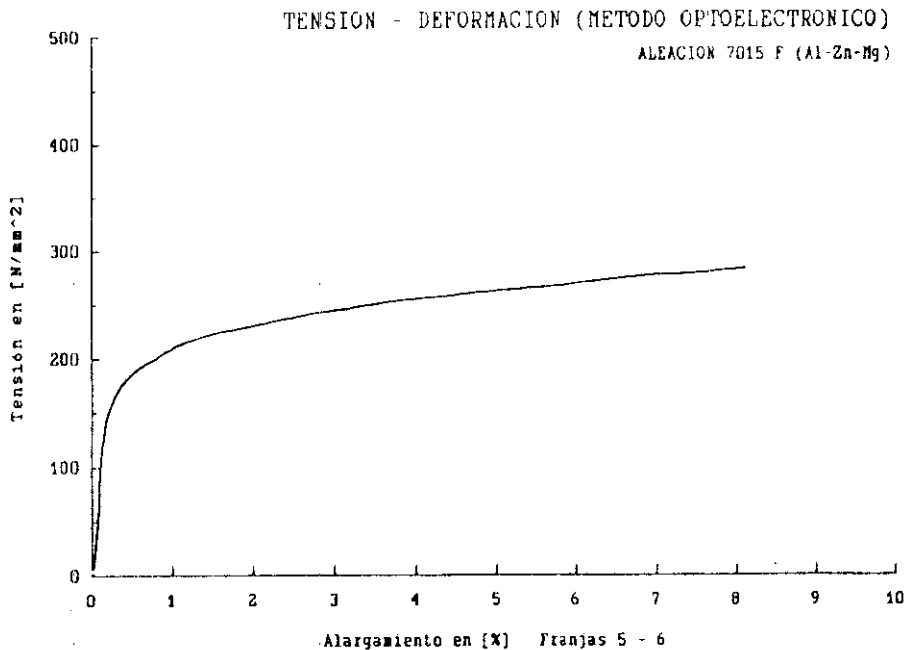


Figura 2.04.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 5-6. Método Optoelectrónico.

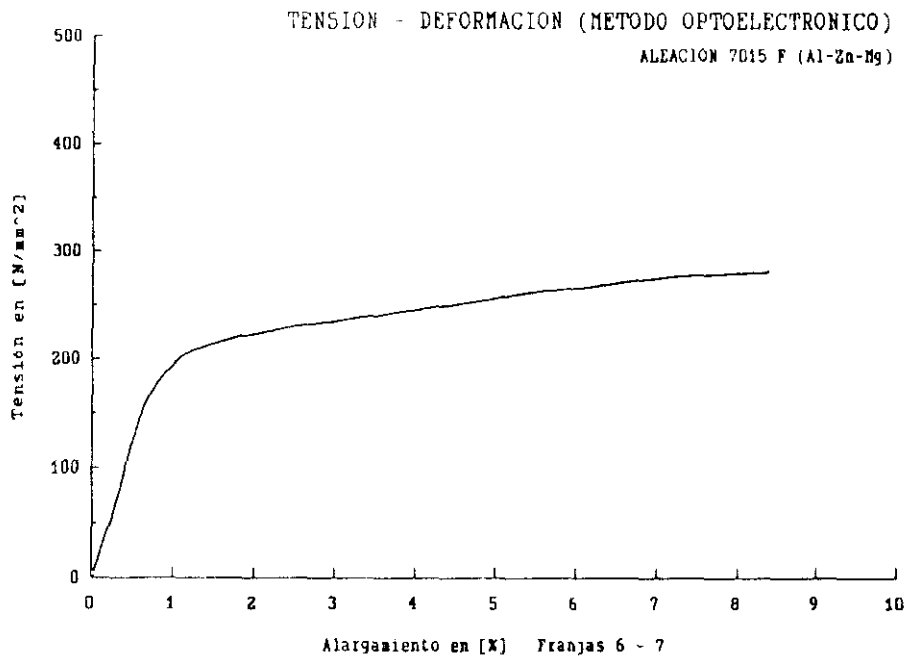


Figura 205.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.
Franjas 6-7. Método Optoelectrónico.

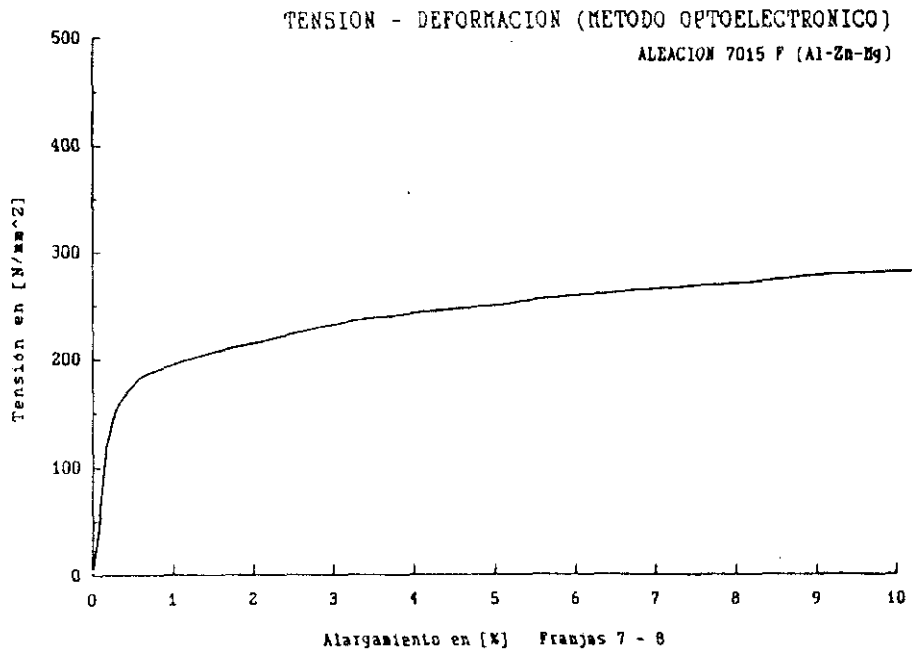


Figura 206.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 7-8. Método Optoelectrónico.

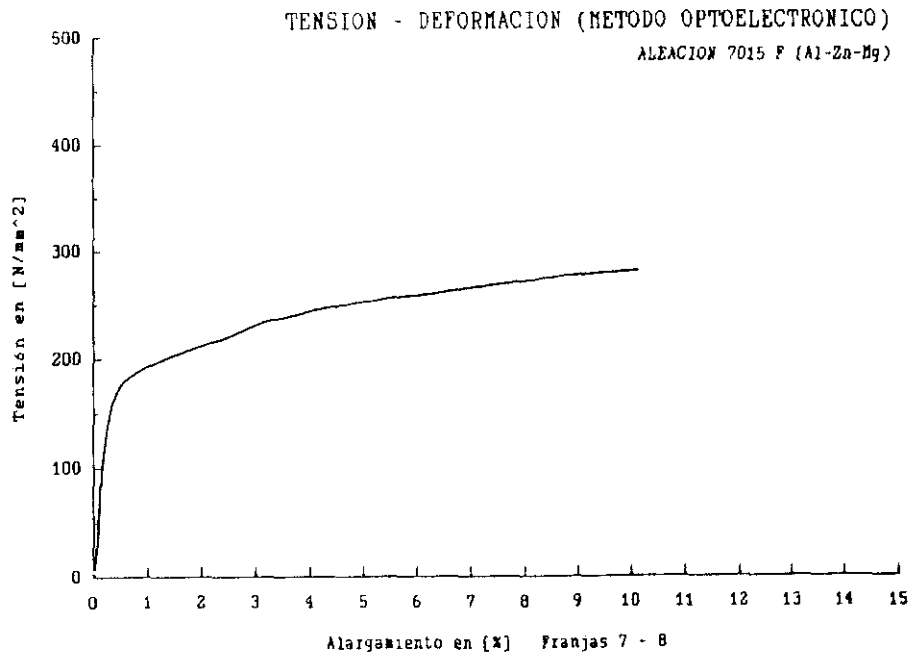


Figura 207.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 7-8 (Escala de Alargamiento 15%). Método Optoelectrónico.

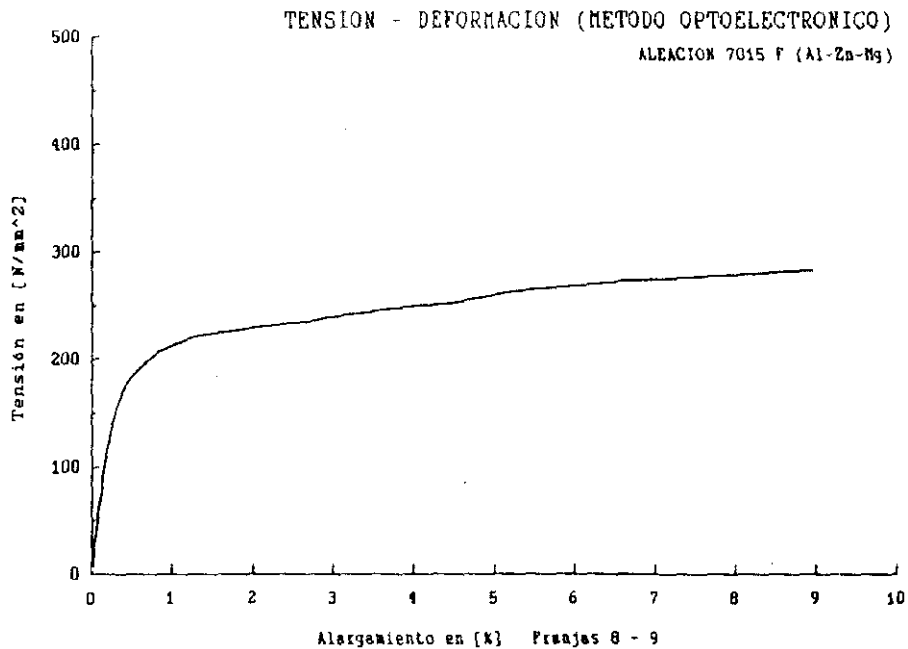


Figura 208.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.
Franjas 8-9. Método Optoelectrónico.

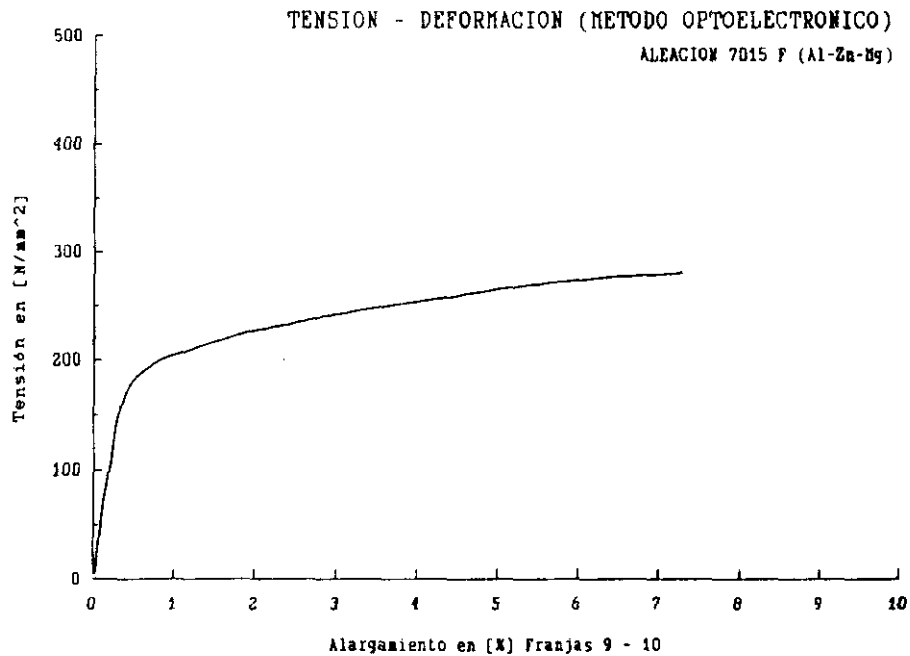


Figura 209.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 9-10. Método Optoelectrónico.

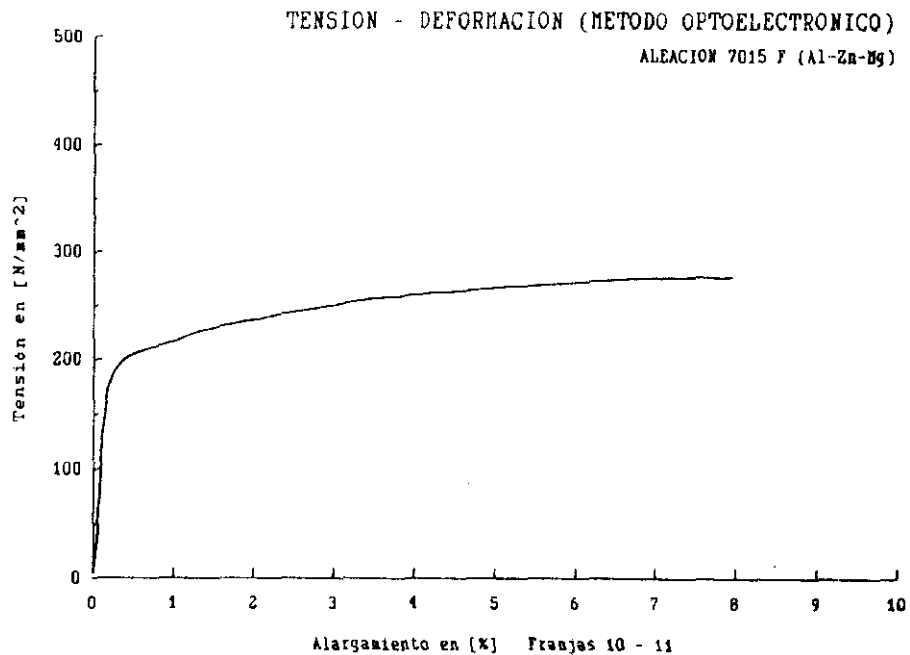


Figura 210.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.
Franjas 10-11. Método Optoelectrónico.

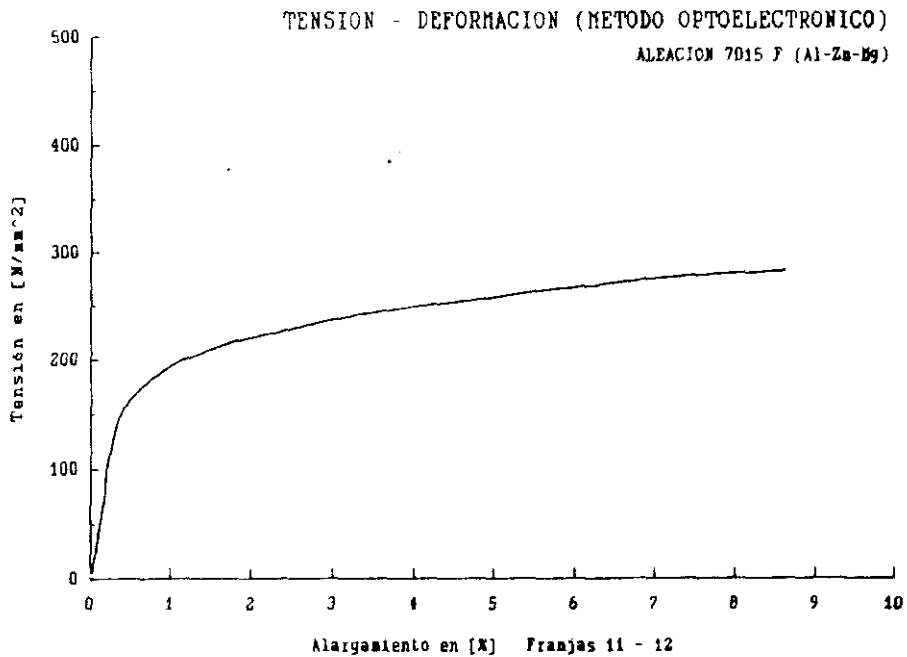


Figura 211.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 11-12. Método Optoelectrónico.

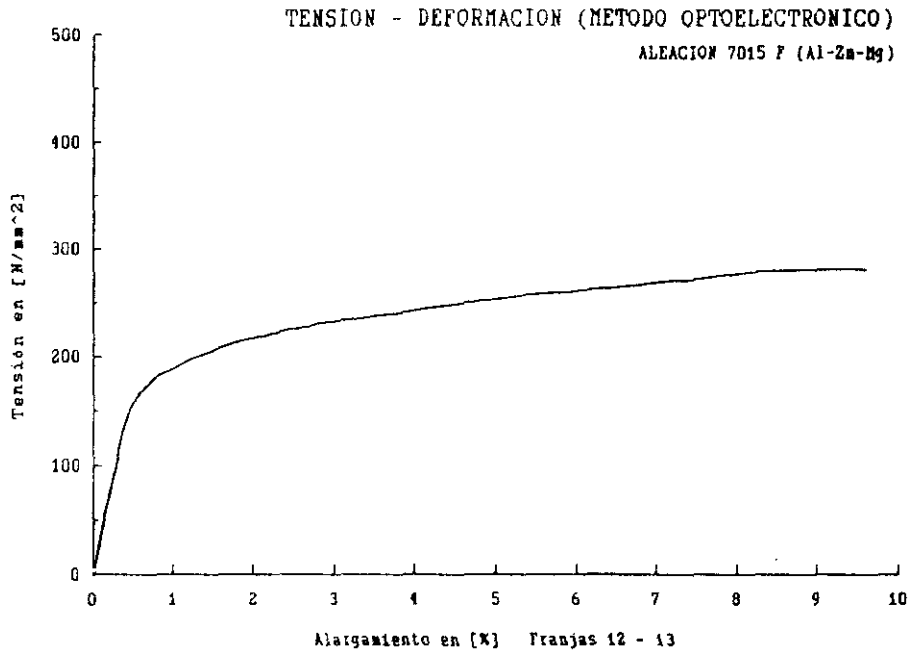


Figura 212.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.
Franjas 12-13. Método Optoelectrónico.

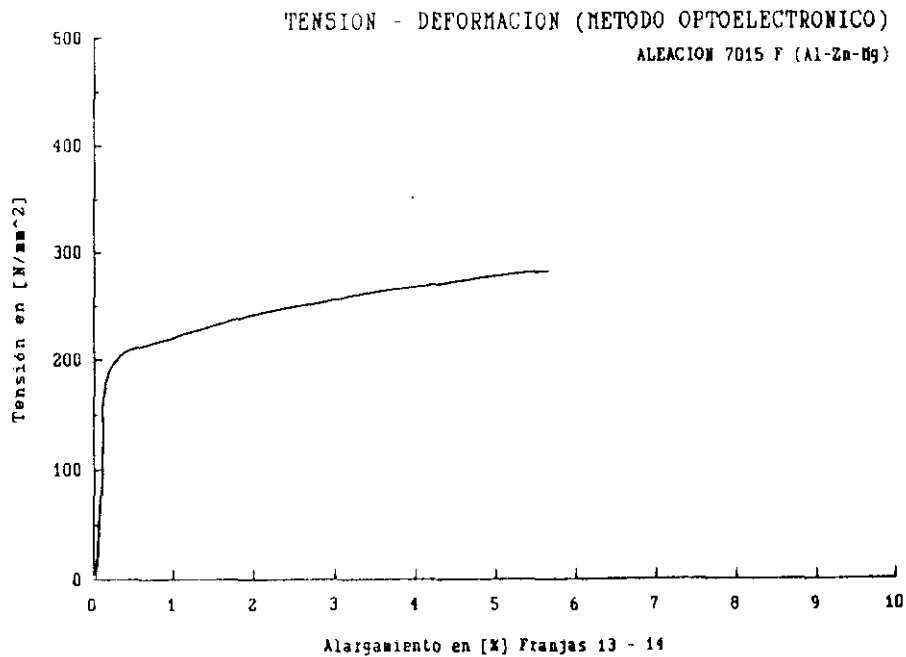


Figura 213.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 13-14. Método Optoelectrónico.

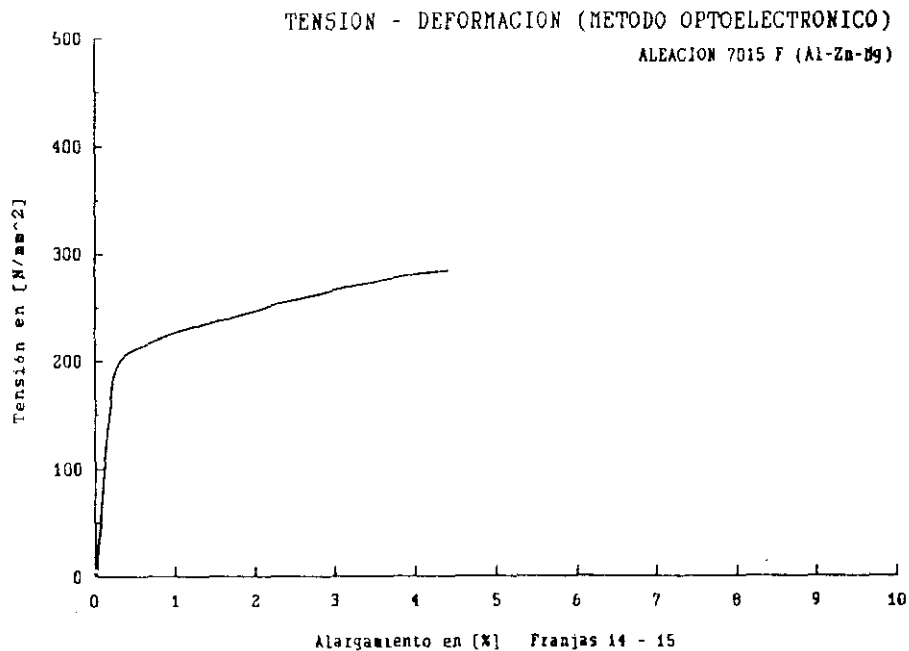


Figura 214.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 14-15. Método Optoelectrónico.

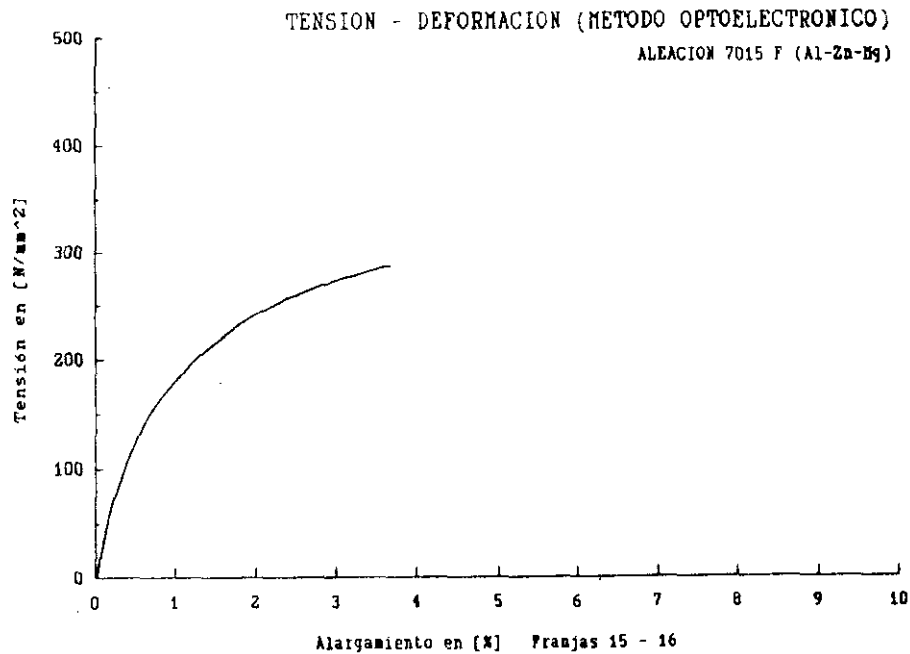


Figura 215.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 15-16. Método Optoelectrónico.

FIGURAS: 216 a 220

MATERIAL: Aleación 7015 F (Al-Zn-Mg)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Tensión [N/mm^2] en función de la deformación longitudinal [%]

ESTUDIO LOCAL: Zonal

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la tensión respecto a la deformación longitudinal para cada una de las distintas zonas presentes en la junta soldada (Fig. 198):

1 - 4 : ZAC [2]

4 - 6 : ZAC [1]

6 - 10 : BF

10 - 12 : ZAC [1]

12 - 16 : ZAC [2]

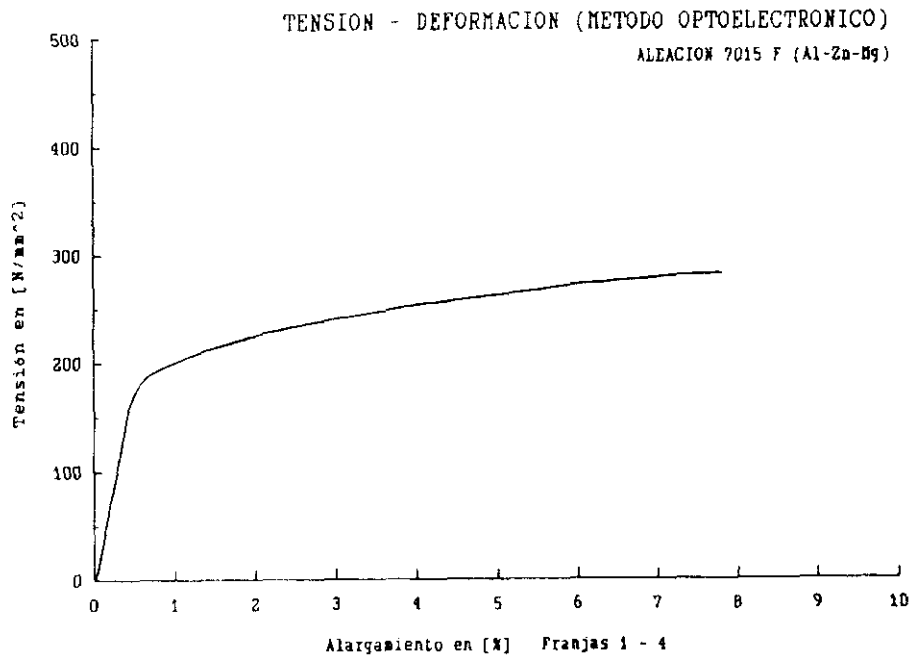


Figura 216.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 1-4. Método Optoelectrónico.

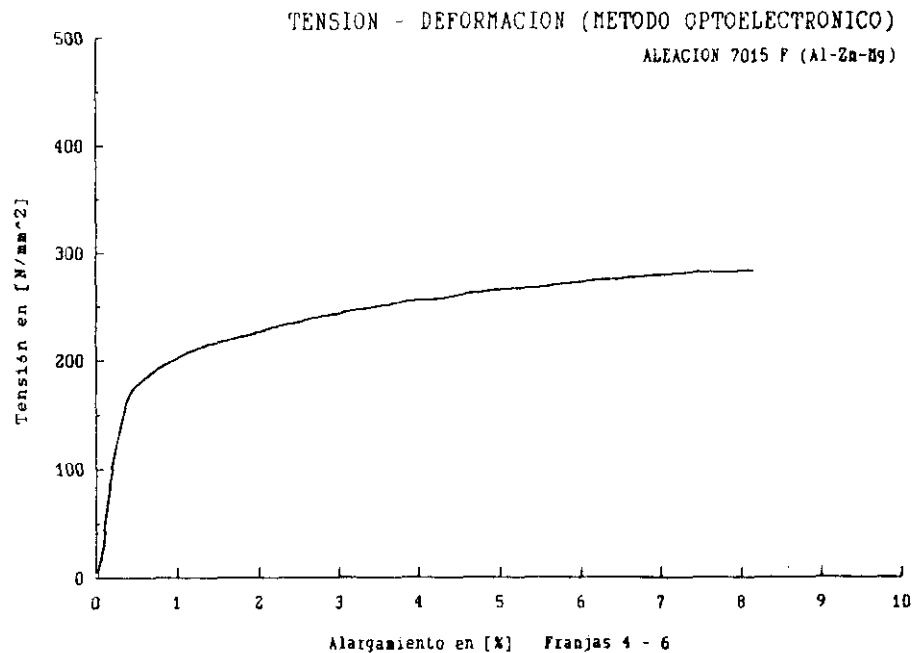


Figura 217.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.
Franjas 4-6. Método Optoelectrónico.

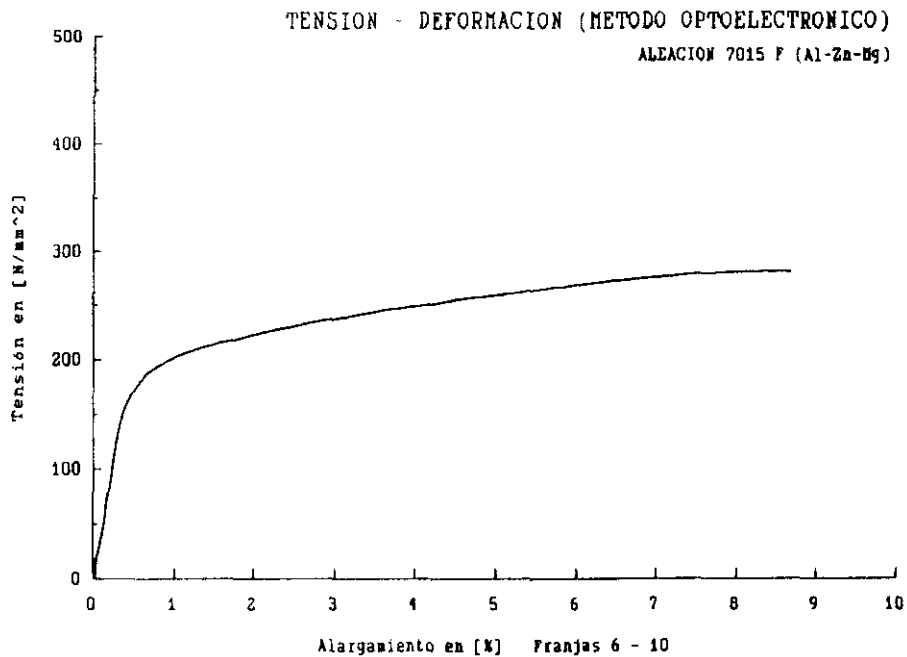


Figura 218.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 6-10. Método Optoelectrónico.

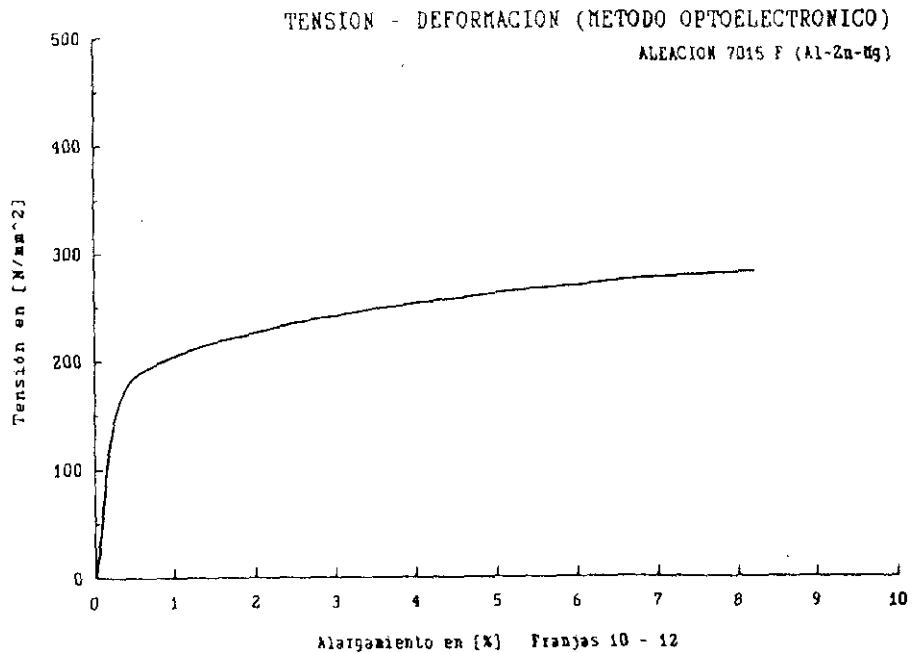


Figura 219.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.
 Franjas 10-12. Método Optoelectrónico.

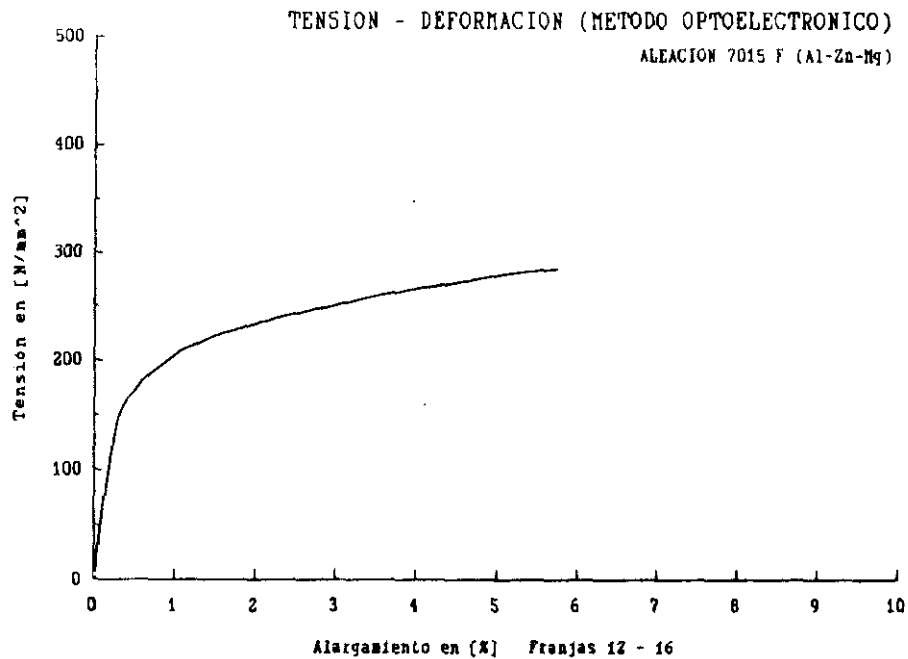


Figura 220.- Tensión en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 12-16. Método Optoelectrónico.

En el trazado de la curva que relaciona la $d\sigma/d\epsilon$ con la deformación longitudinal, influyen los primeros datos erróneos debidos a las lecturas en vacío (antes de la aplicación de la carga), ajustes de la máquina, acoplamiento de mordazas, deslizamientos, etc., e incluso los datos tomados con posterioridad a la rotura de la probeta.

Los valores antes del máximo se corresponden con el campo elástico, de forma que el trazado de esta curva representa la variación del módulo de Young con respecto al alargamiento. Incluso dicho valor máximo se ve, también, influenciado por el resto de los valores dentro del campo plástico.

Acotando el intervalo de alargamiento y el número de barridos a considerar, y variando el intervalo de regresión de los datos, el programa permite obtener el trazado de la curva para, únicamente, la zona del máximo valor del módulo de Young. Este máximo valor no es único, sino que se encuentra acotado en un intervalo de probabilidad de un valor seguro.

Es posible ajustar estos valores a una curva, en un intento de evitar la dispersión de los mismos, pero con esto sólo se consigue perder exactitud en el rango del módulo.

FIGURAS: 221 a 226

MATERIAL: Aleación 7015 F (Al-Zn-Mg)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Diferencial de la tensión (σ) respecto a la diferencial de la deformación longitudinal (ϵ) [N/mm²] en función de la deformación longitudinal [%]

ESTUDIO LOCAL: Zonal. Calculo del módulo de Young

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la $d\sigma/d\epsilon$ respecto a la deformación longitudinal para cada una de las distintas zonas presentes en la junta soldada (Fig. 198). Se muestra el intervalo de probabilidad de un valor seguro para el módulo de Young. Cada gráfica indica los intervalos de barridos del láser (Scanns) y de regresión lineal empleados en el cálculo. Las gráficas se presentan con los datos sin ajustar a una curva.

1 - 15 : Datos globales

1 - 4 : ZAC [2]

4 - 6 : ZAC [1]

6 - 10 : BF

10 - 12 : ZAC [1]

12 - 16 : ZAC [2]

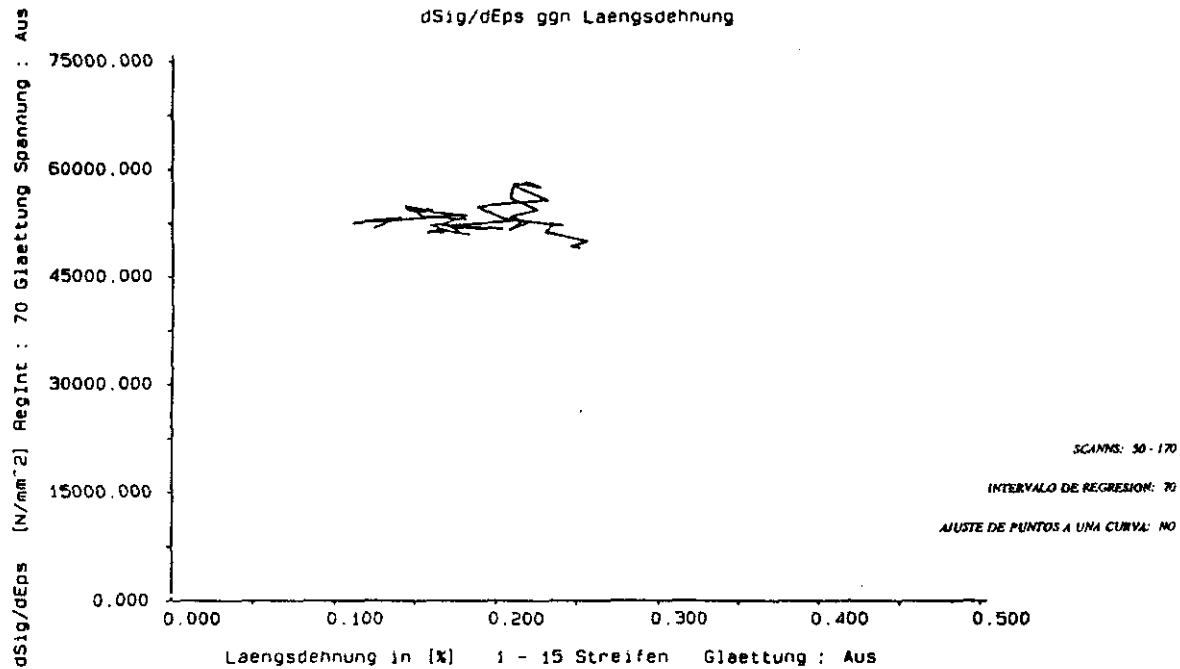


Figura 22).- da / dx en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 1 - 15. Método Optoelectrónico.

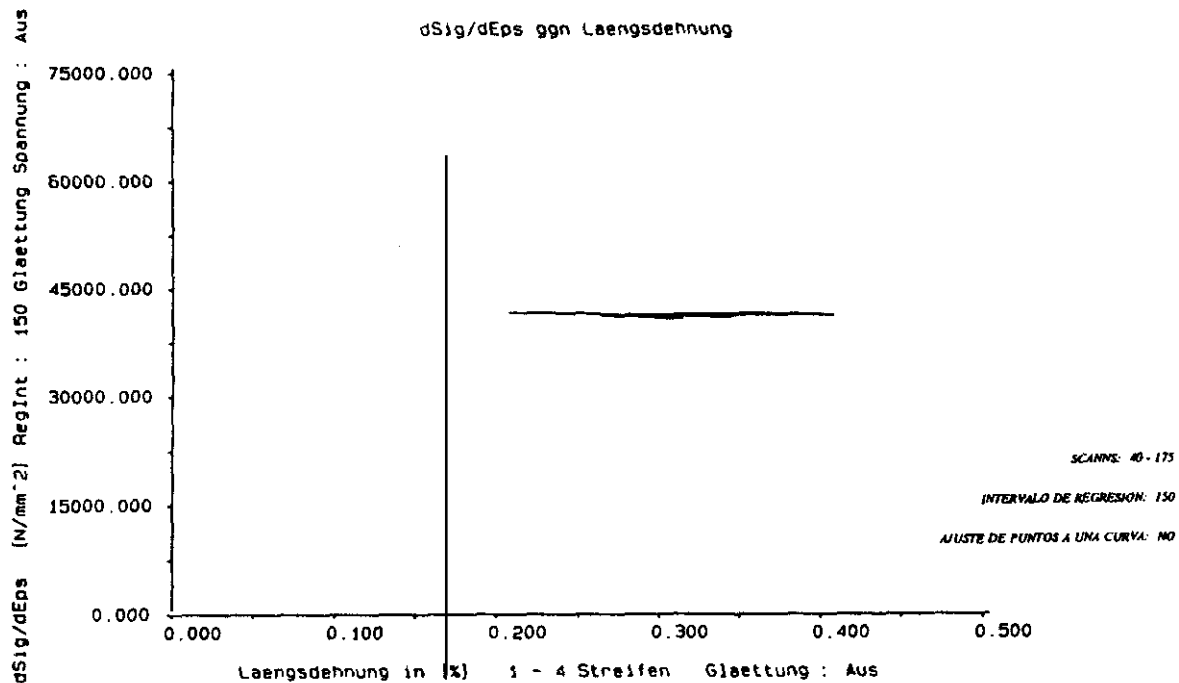


Figura 222.- da / de en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 1 - 4. Método Optoelectrónico.

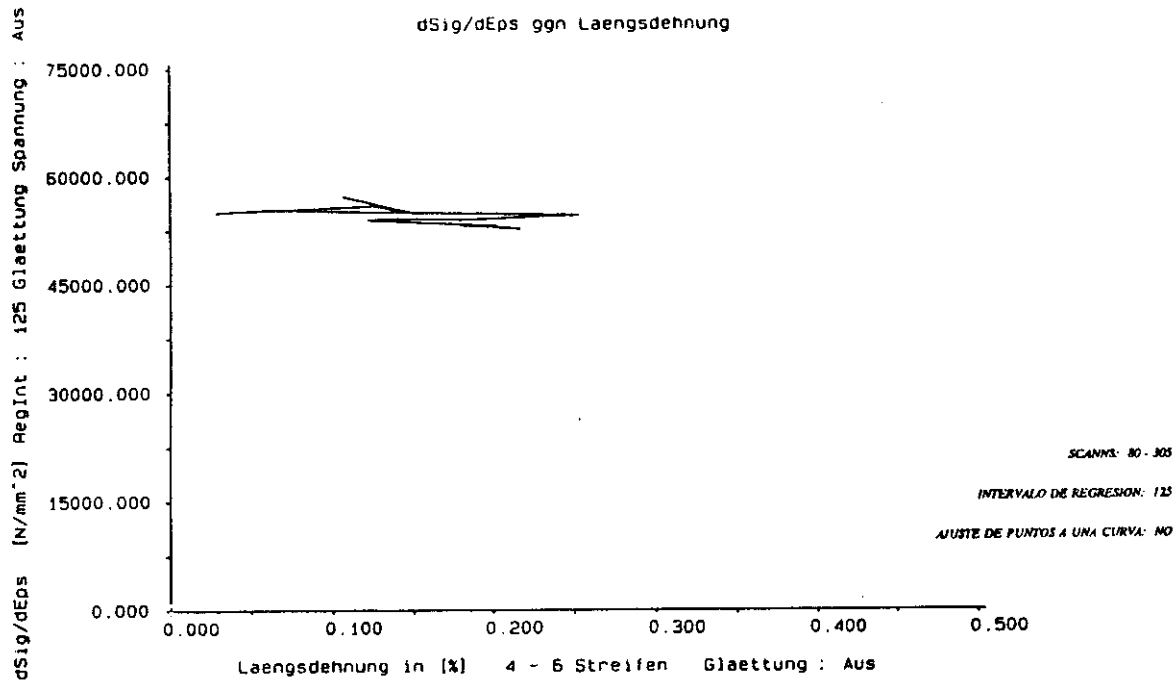


Figura 223.- $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.
 Franjas 4 - 6. Método Optoelectrónico.

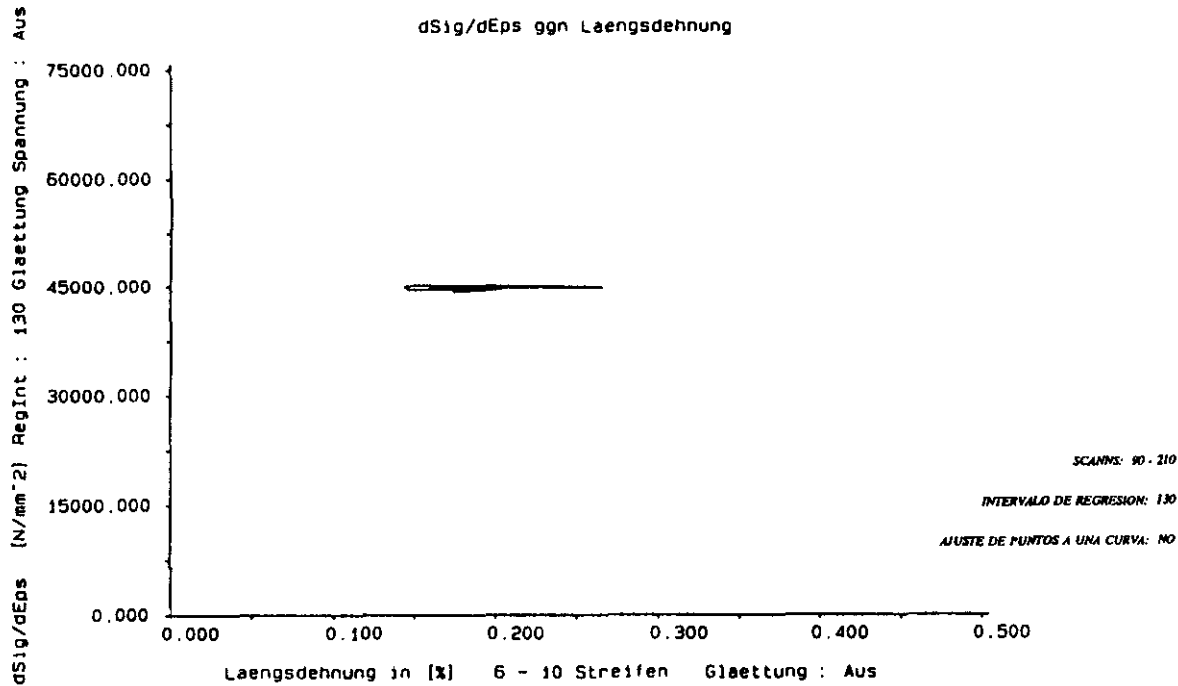


Figura 224.- do / de en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 6 - 10. Método Optoelectrónico.

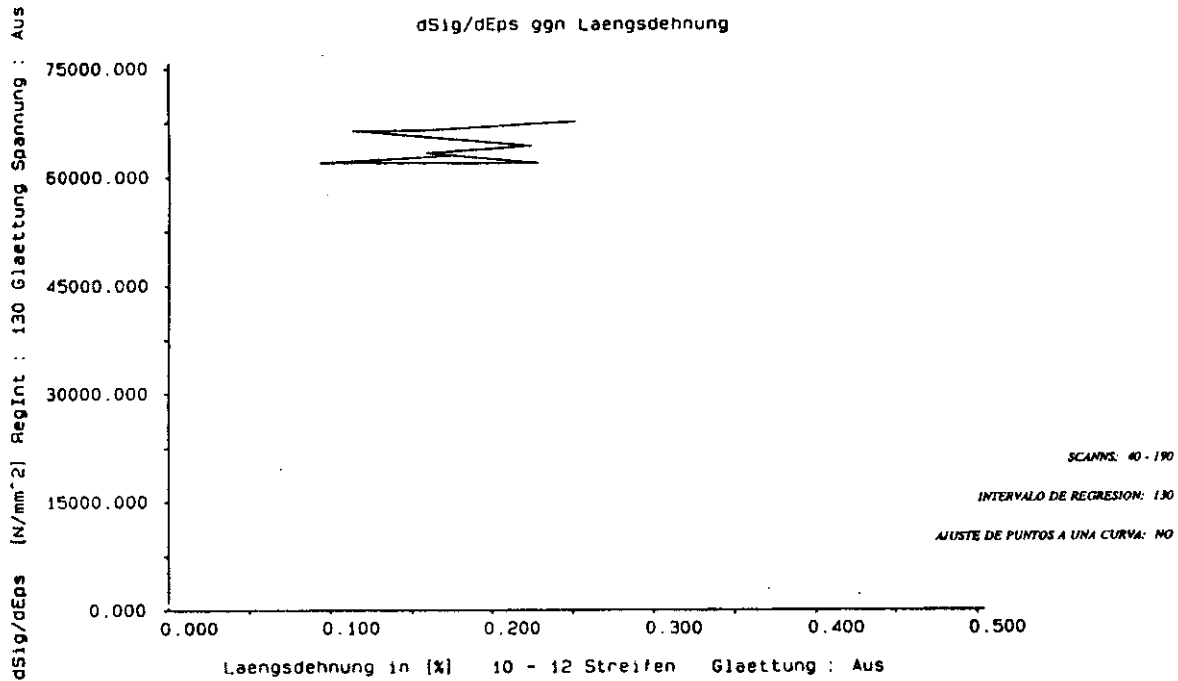


Figura 225.- $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 10 - 12. Método Optoelectrónico.

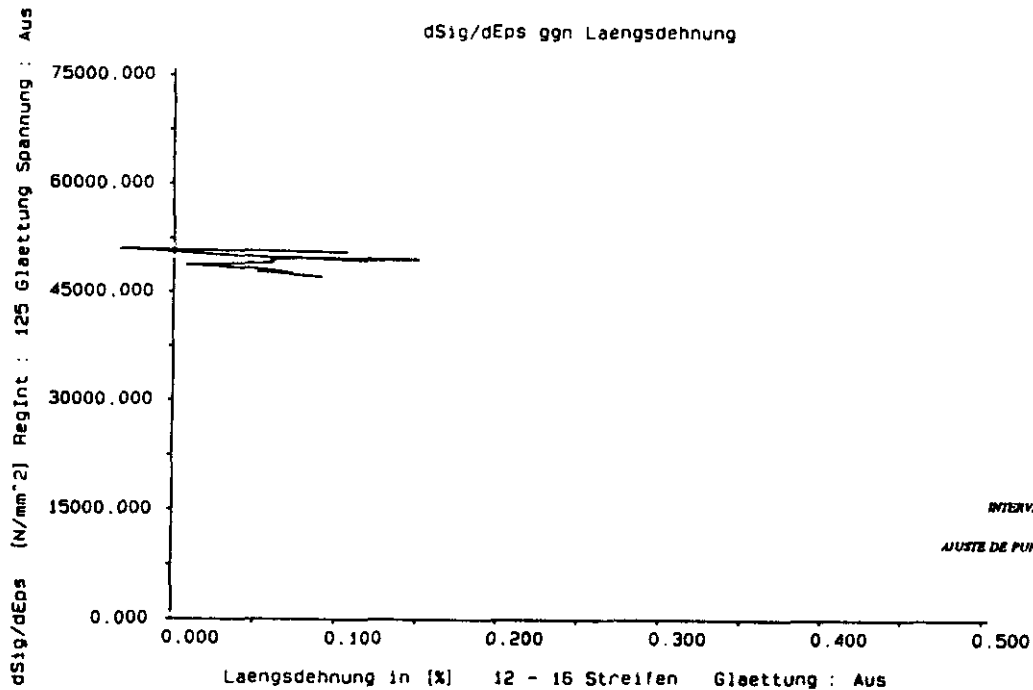


Figura 226.- $d\sigma / d\epsilon$ en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 12 - 16. Método Optoelectrónico.

FIGURAS: 227 a 232

MATERIAL: Aleación 7015 F (Al-Zn-Mg)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Deformación transversal [%] en función de la
deformación longitudinal [%]

ESTUDIO LOCAL: Zonal

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la deformación
transversal respecto a la deformación
longitudinal para cada una de las distintas zonas
presentes en la junta soldada (Fig. 198):

1 - 16 : Datos globales

1 - 4 : ZAC [2]

4 - 6 : ZAC [1]

6 - 10 : BF

10 - 12 : ZAC [1]

12 - 16 : ZAC [2]

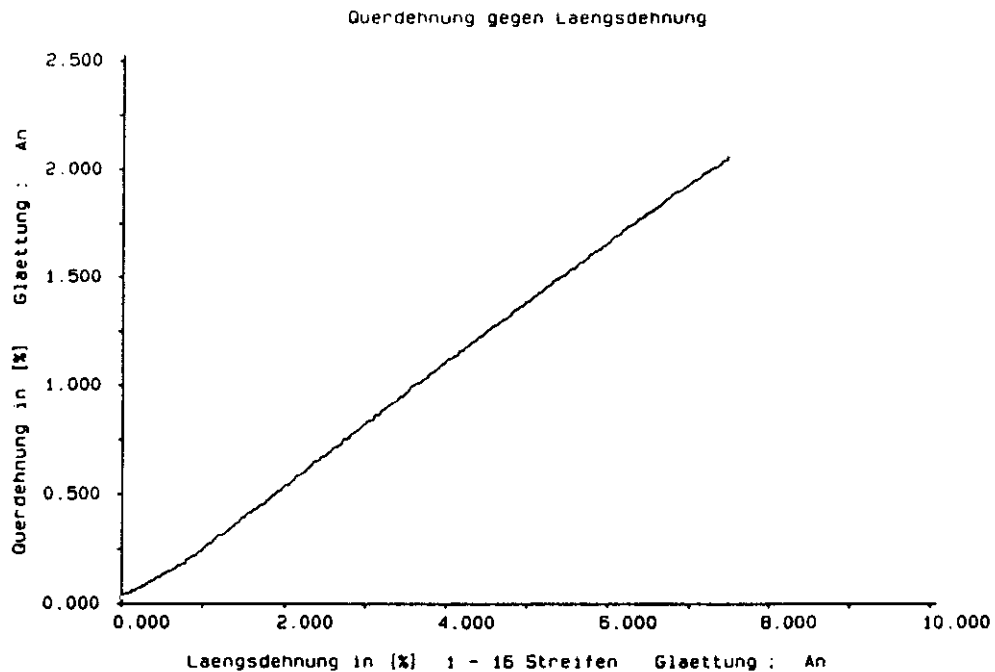


Figura227.- Deformación Transversal en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 1 - 16. Método Optoelectrónico.

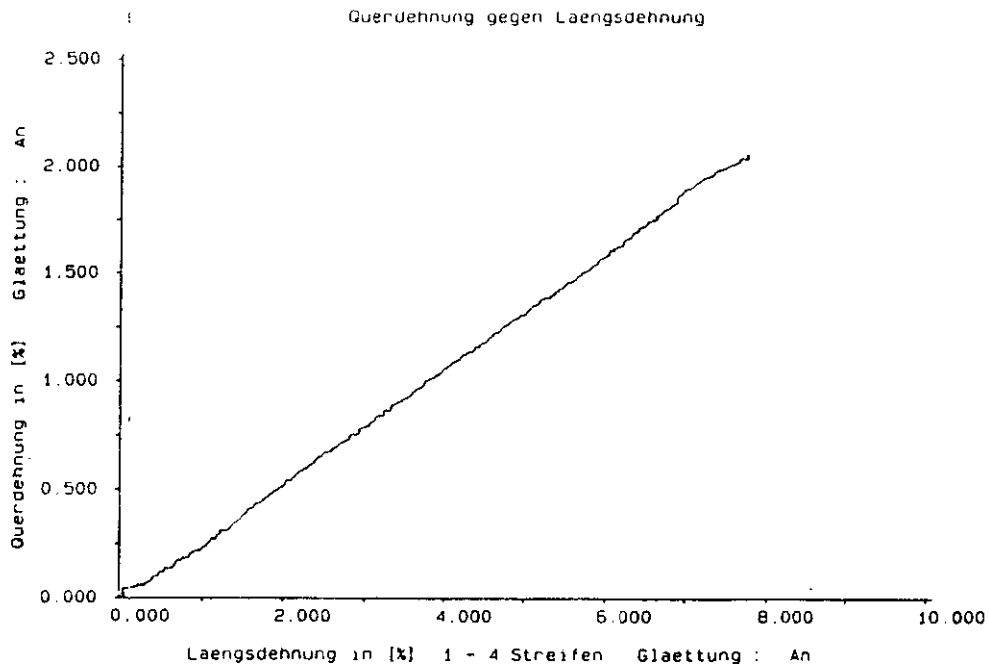


Figura228.- Deformación Transversal en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 1 - 4. Método Optoelectrónico.

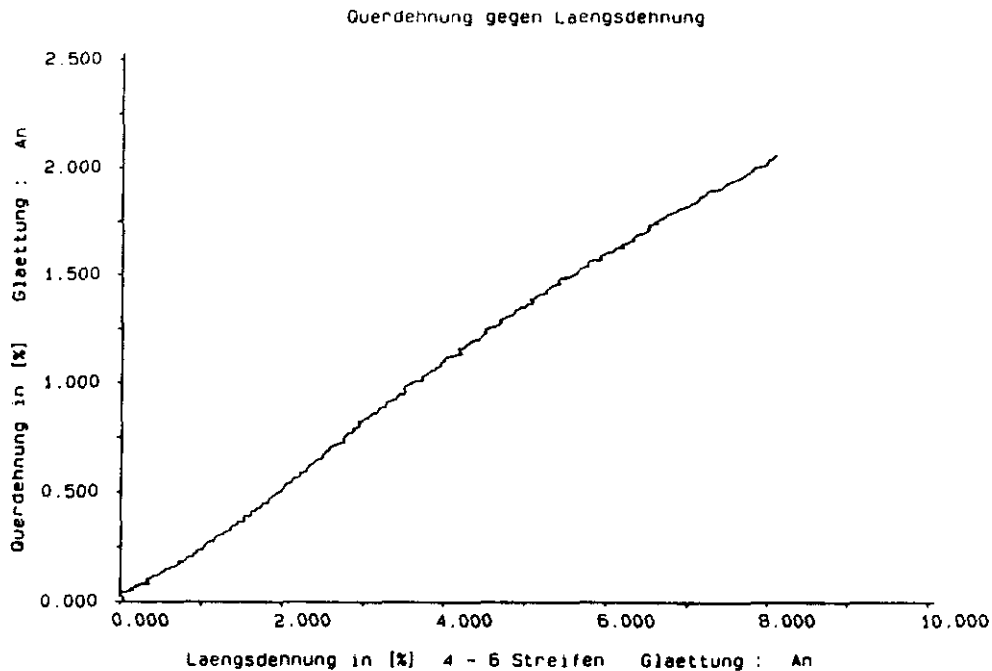


Figura 229.- Deformación Transversal en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 4 - 6. Método Optoelectrónico.

Querdehnung gegen Laengsdehnung

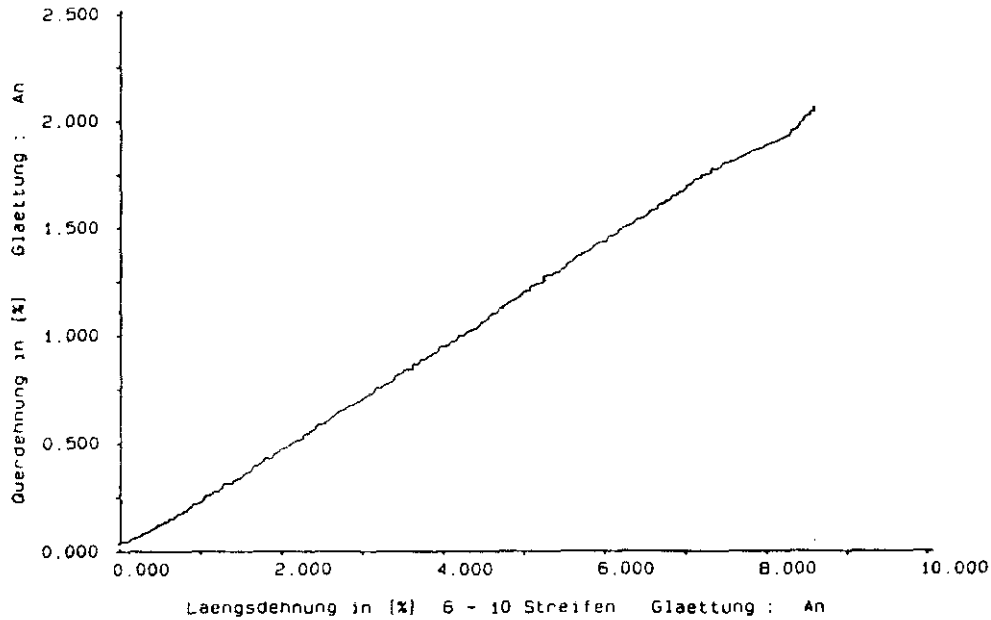


Figura 230.- Deformación Transversal en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 6 - 10. Método Optoelectrónico.

Querdehnung gegen Laengsdehnung

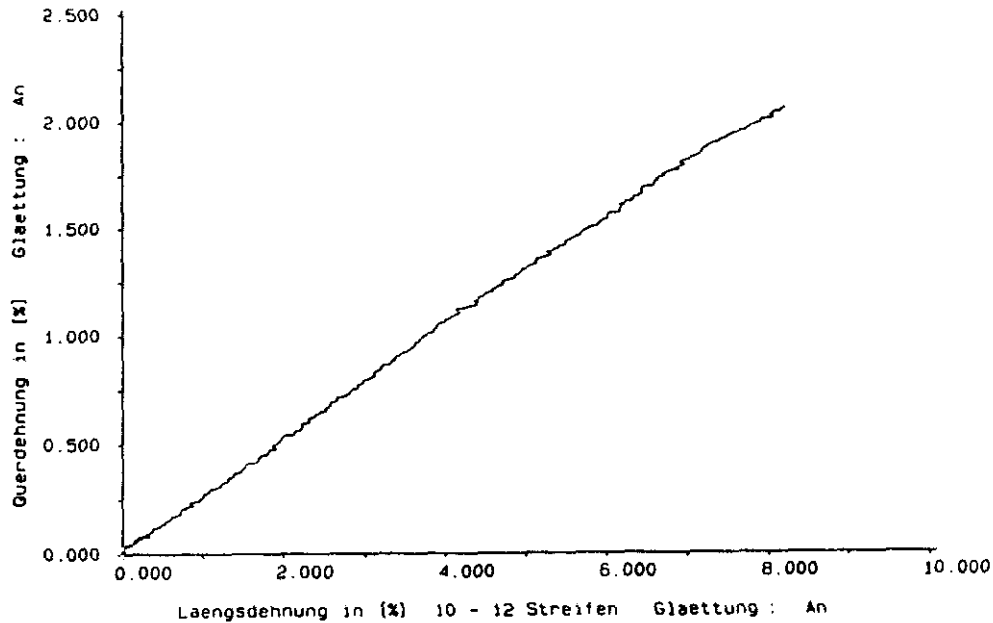


Figura 231.- Deformación Transversal en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 10 - 12. Método Optoelectrónico.

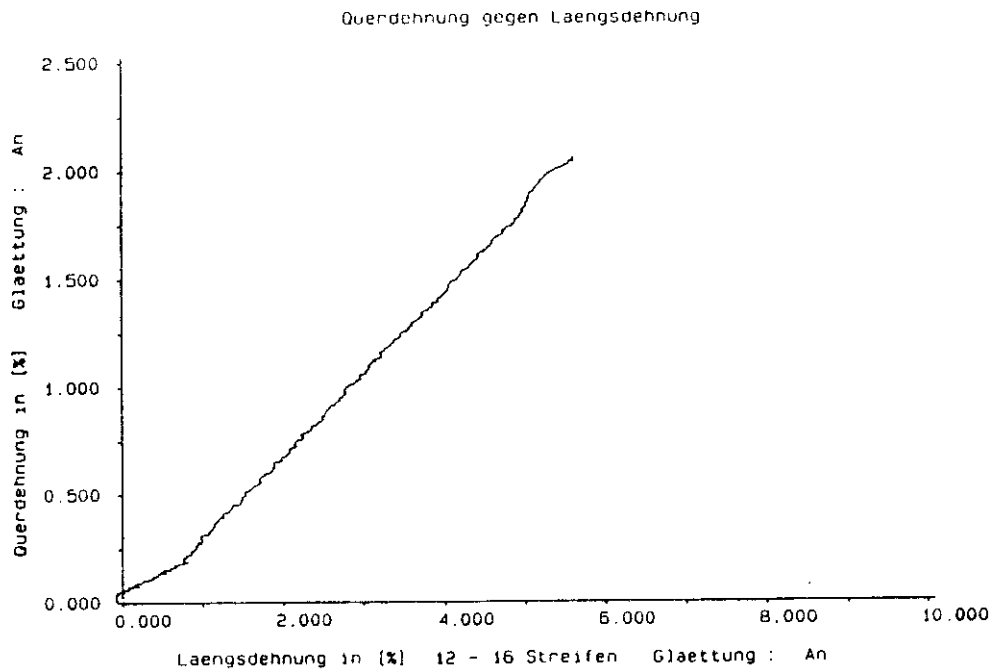


Figura 232.- Deformación Transversal en Función de la Deformación Longitudinal. Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 12 - 16. Método Optoelectrónico.

FIGURA: 233

MATERIAL: Aleación 7015 F (Al-Zn-Mg)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Tensión [N/mm^2] en función del tiempo de ensayo
(número de barridos del láser -scans)

ESTUDIO LOCAL: Global

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la tensión
con el tiempo.

Spannung gegen Scannr.

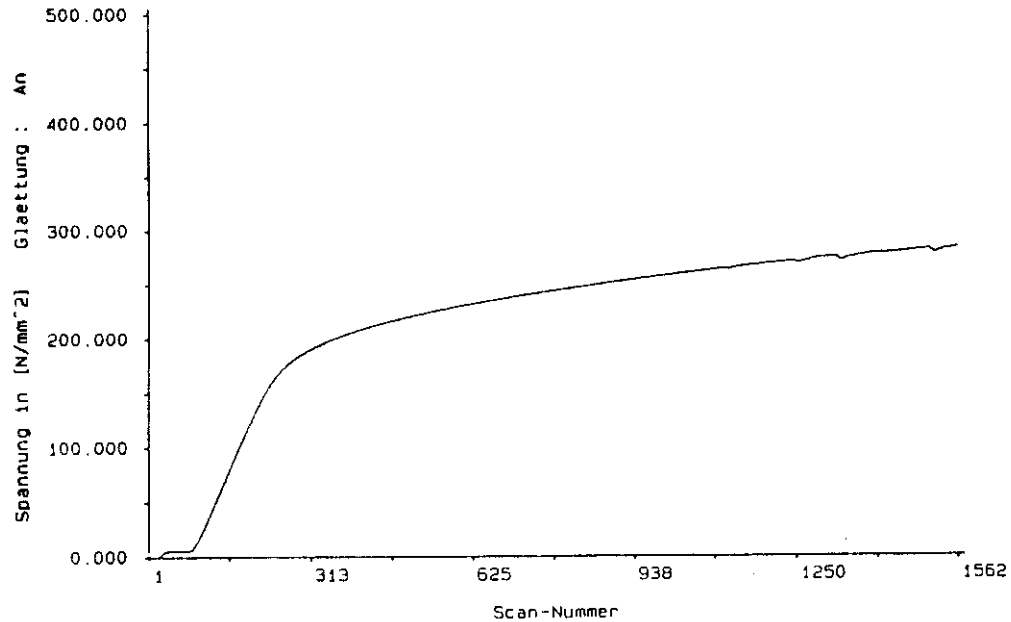


Figura 23J.- Tensión en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 F Soldada TIG.
Método Optoelectrónico.

FIGURA: 234

MATERIAL: Aleación 7015 F (Al-Zn-Mg)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Deformación transversal [%] en función del tiempo de ensayo (número de barridos del láser -scans)

ESTUDIO LOCAL: Global

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la deformación transversal con el tiempo.

Querdehnung gegen Scanner.

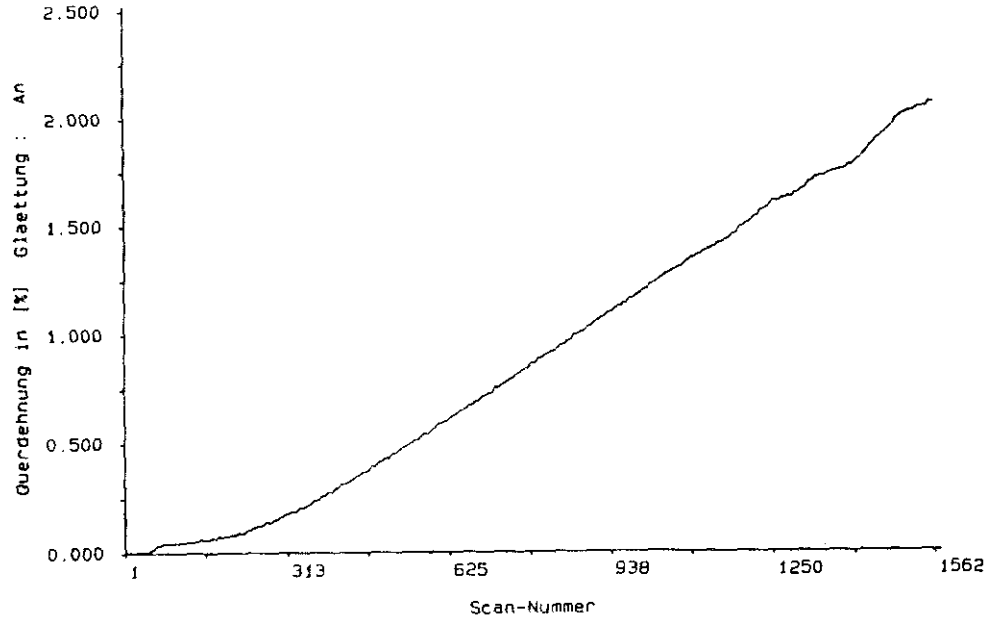


Figura 234.- Deformación Transversal en Función del Tiempo (Número de Scans). Aleación 7015 F Soldada TIG.

Método Optoelectrónico.

FIGURAS: 235 a 250

MATERIAL: Aleación 7015 F (Al-Zn-Mg)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Deformación longitudinal [%] en función del tiempo de ensayo (número de barridos del láser -scanns)

ESTUDIO LOCAL: Franja a franja

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la deformación longitudinal con el tiempo para cada espaciado entre dos franjas contiguas.

Se muestra, también, la variación de la deformación longitudinal con el tiempo de ensayo para cada espaciado en dos tipos de gráficos diferentes (Figs 251 y 252).

Así mismo, se muestra el estadio final del proceso de visualización por ordenador del ensayo de tracción (Fig. 253).

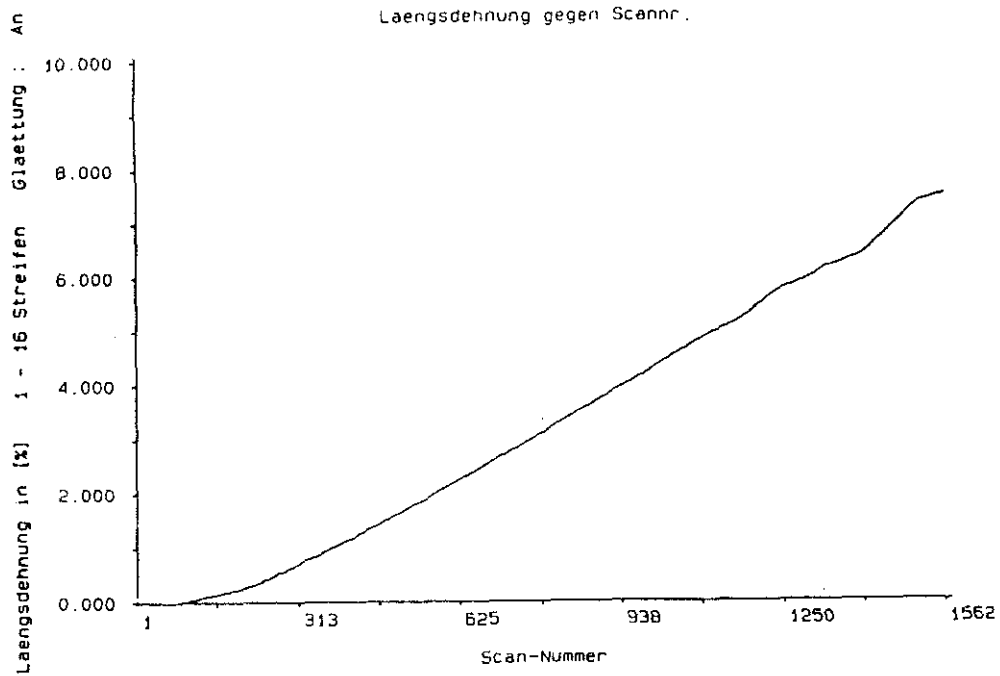


Figura 235.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 F Soldada TIG.
Franjas 1 - 16. Método Optoelectrónico.

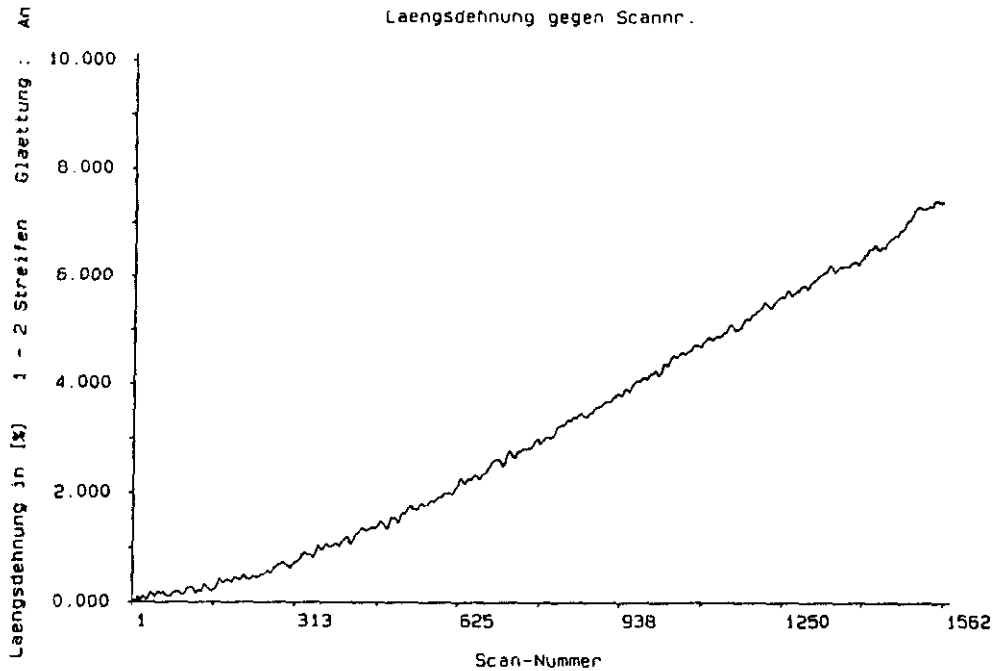


Figura 236.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 1 - 2. Método Optoelectrónico.

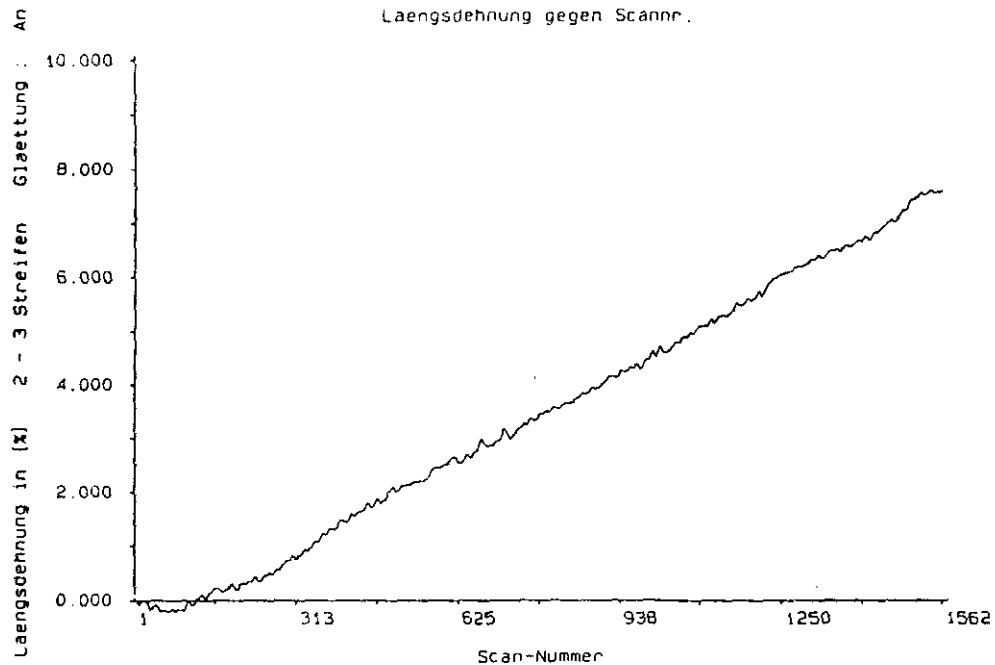


Figura 237.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scans). Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 2 - 3. Método Optoelectrónico.

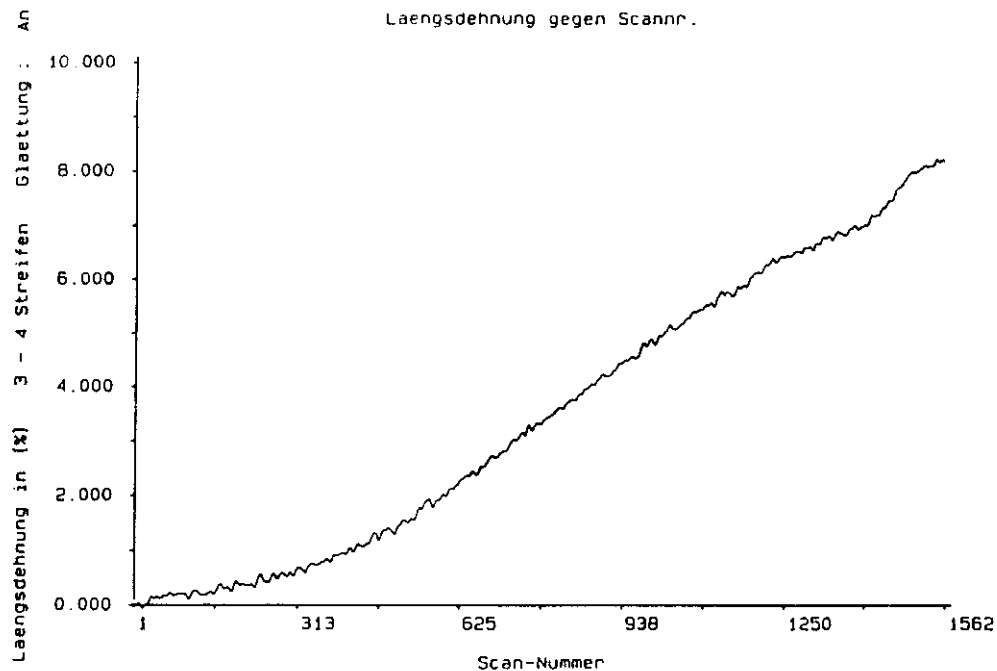


Figura 238.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 3 - 4. Método Optoelectrónico.

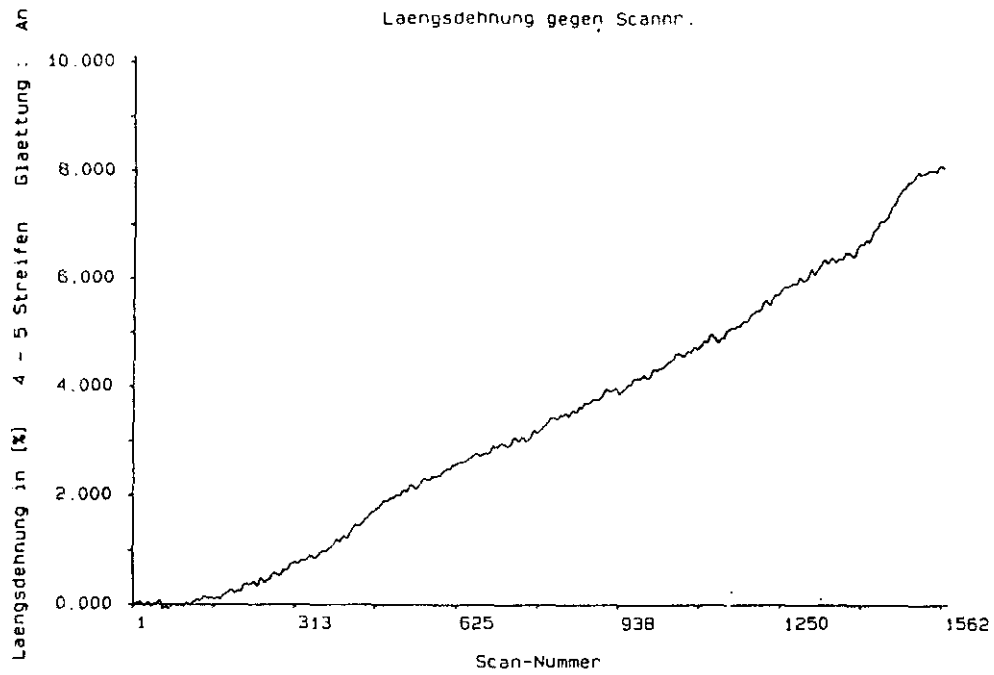


Figura 239.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 4 - 5. Método Optoelectrónico.

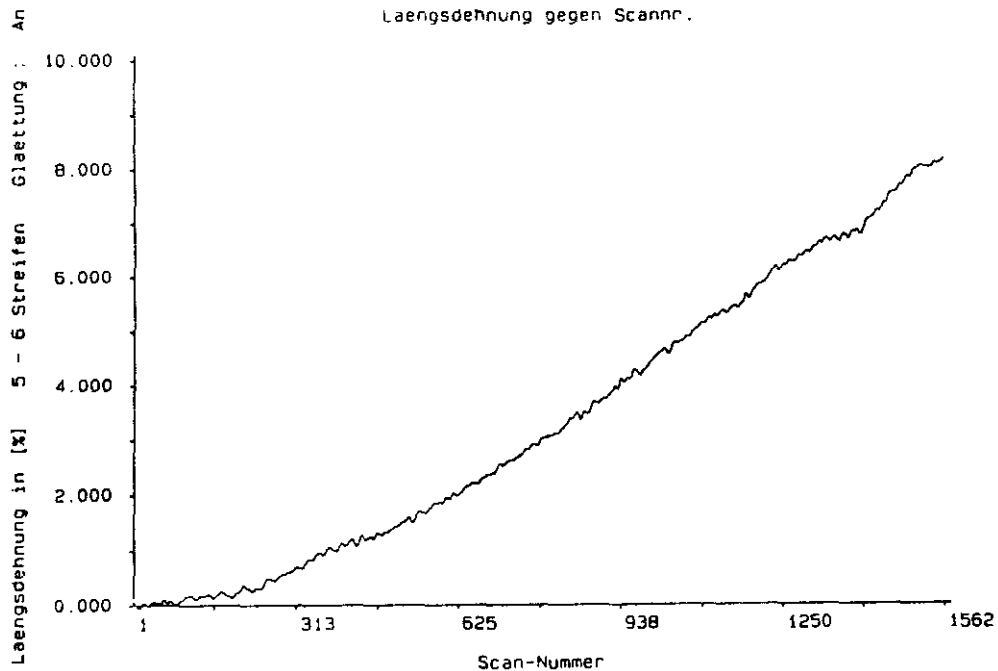


Figura 240.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 5 - 6. Método Optoelectrónico.

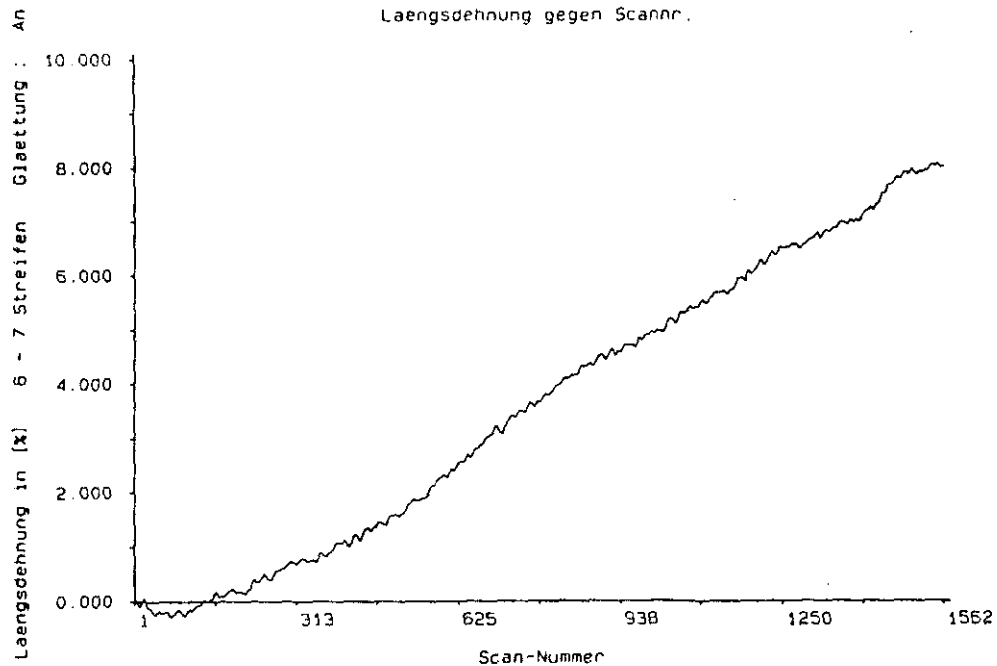


Figura 24).- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 6 - 7. Método Optoelectrónico.

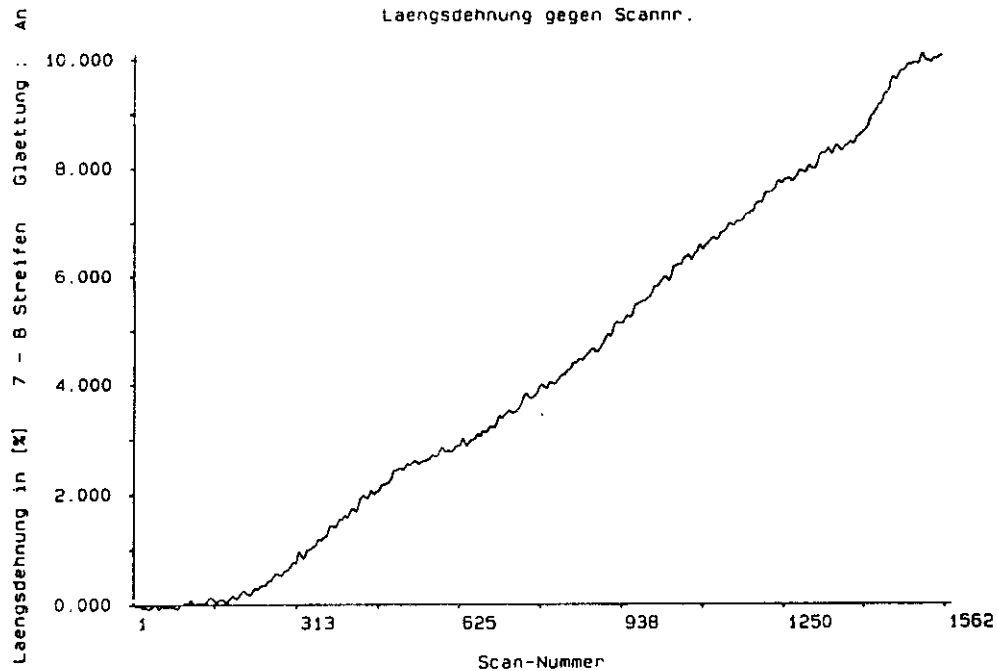


Figura 242.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 7 - 8. Método Optoelectrónico.

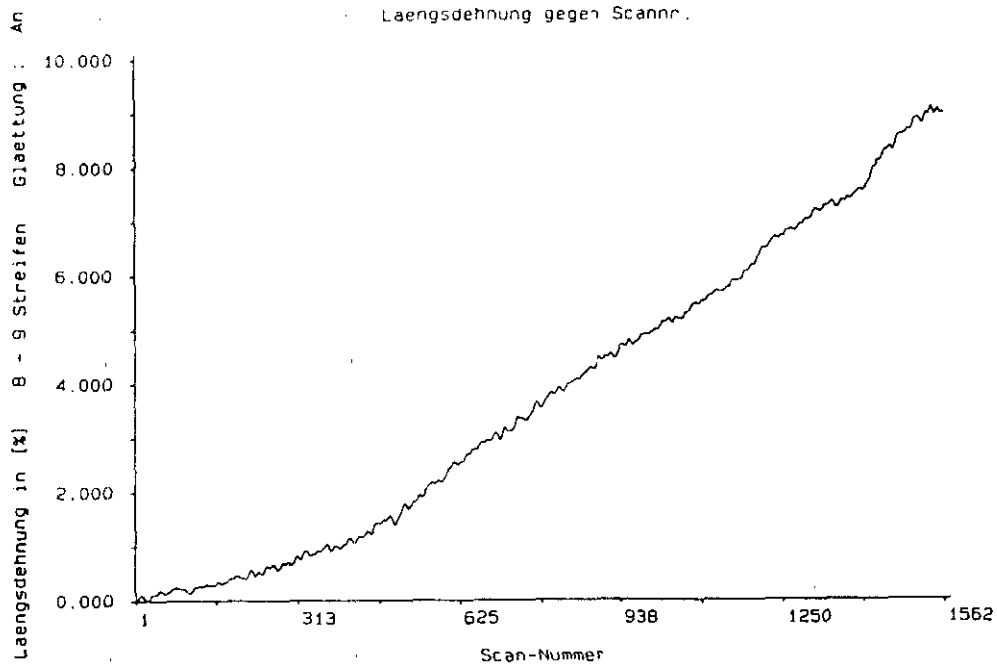


Figura 243.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scans). Aleación 7015 F Soldada TIG.

Fránjas 8 - 9. Método Optoelectrónico.

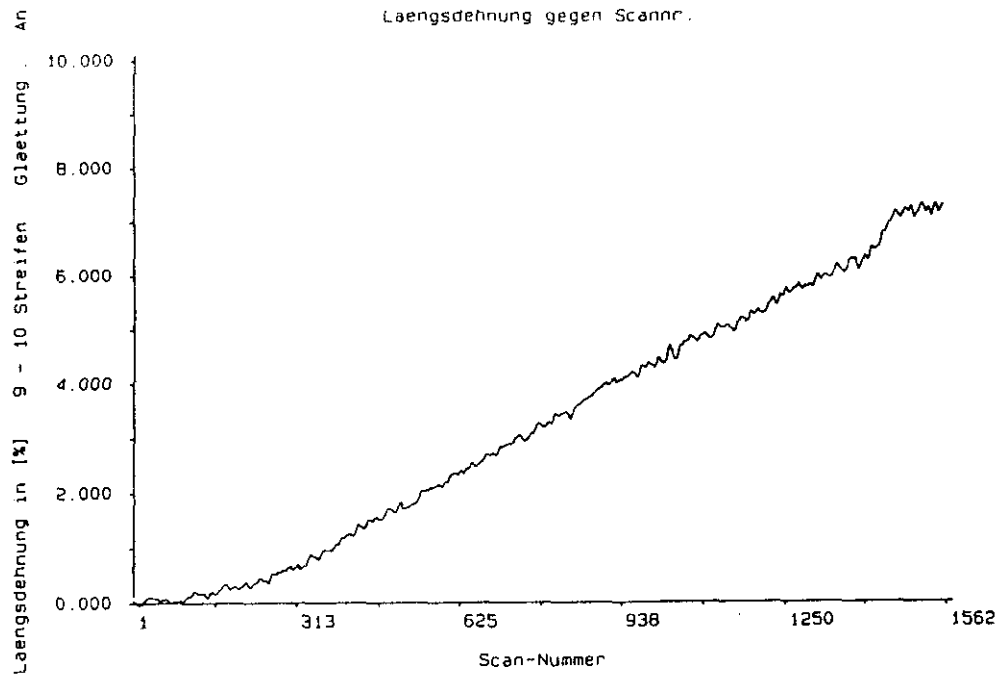


Figura 244.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 9 - 10. Método Optoelectrónico.

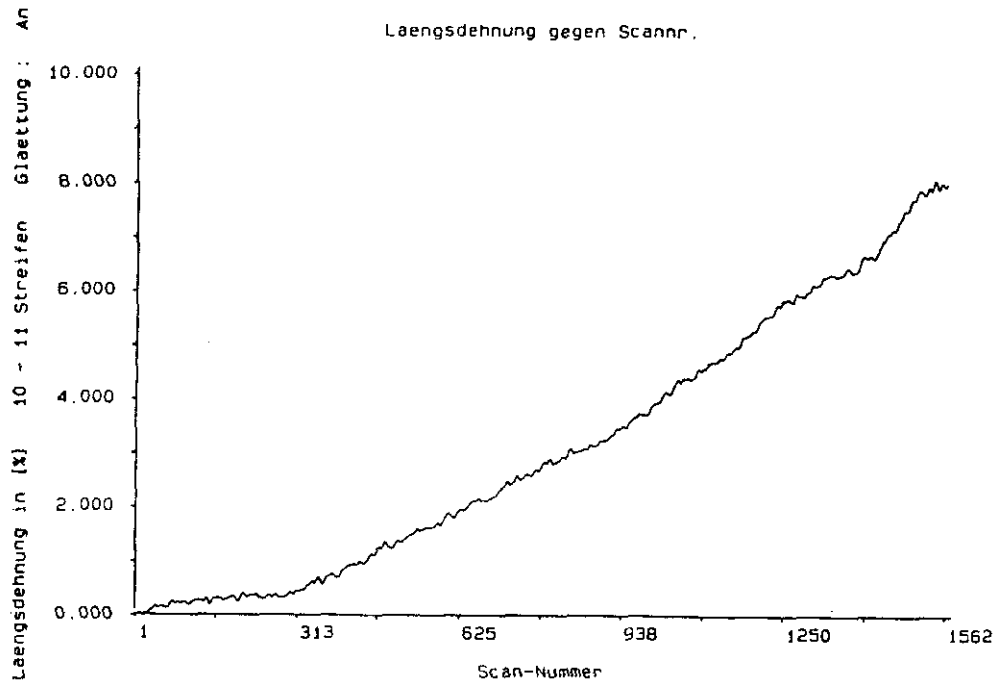


Figura 245.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 10 - 11. Método Optoelectrónico.

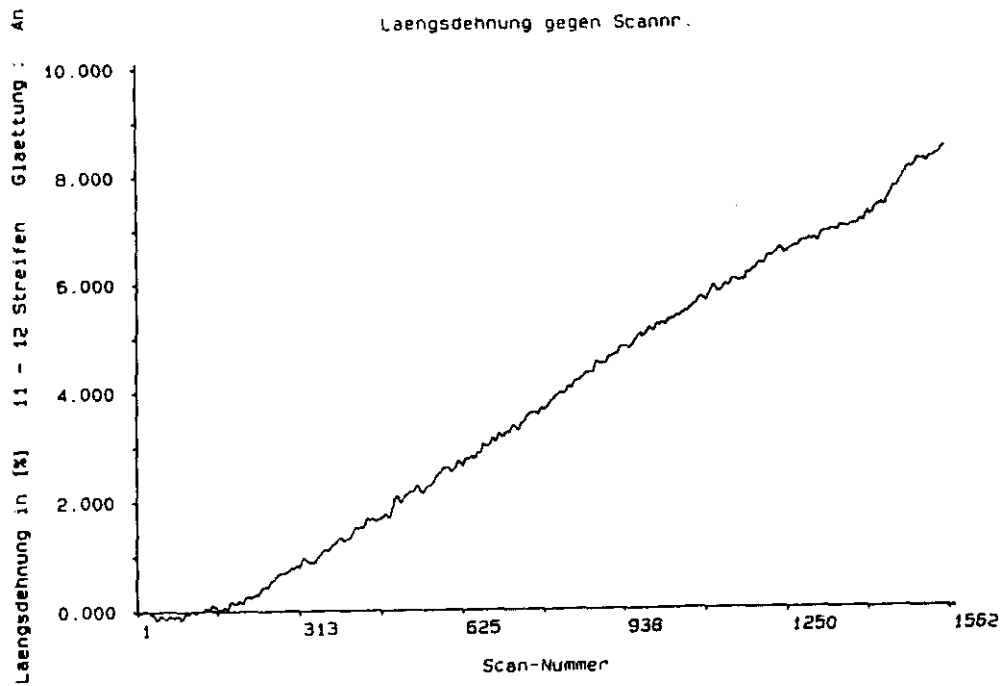


Figura 246.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 F Soldada TiG.

Franjas 11 - 12. Método Optoelectrónico.

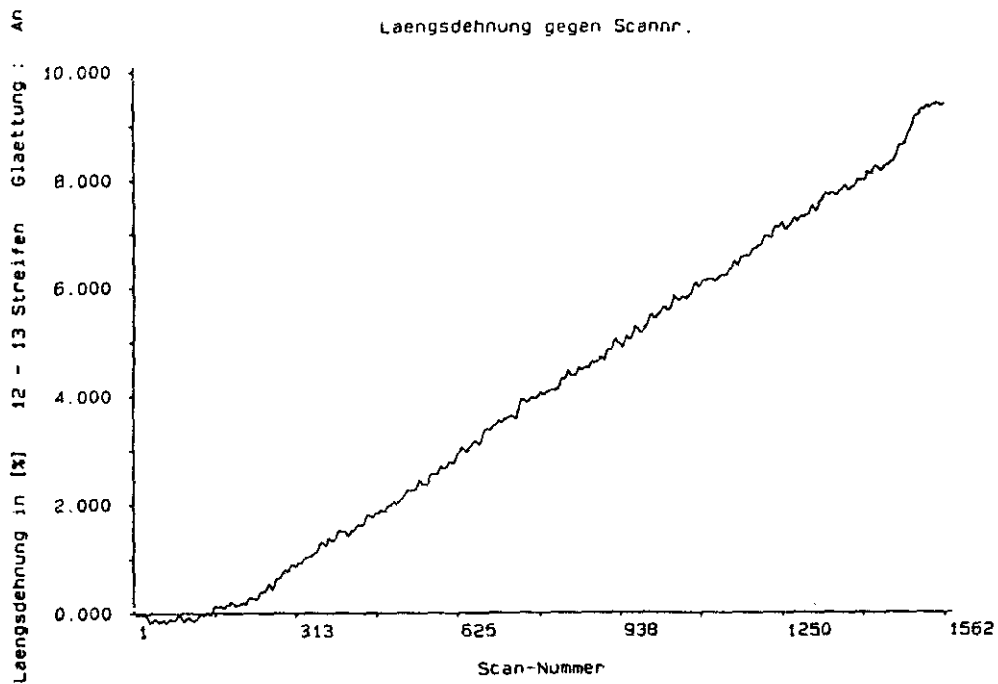


Figura 247.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scans). Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 12 - 13. Método Optoelectrónico.

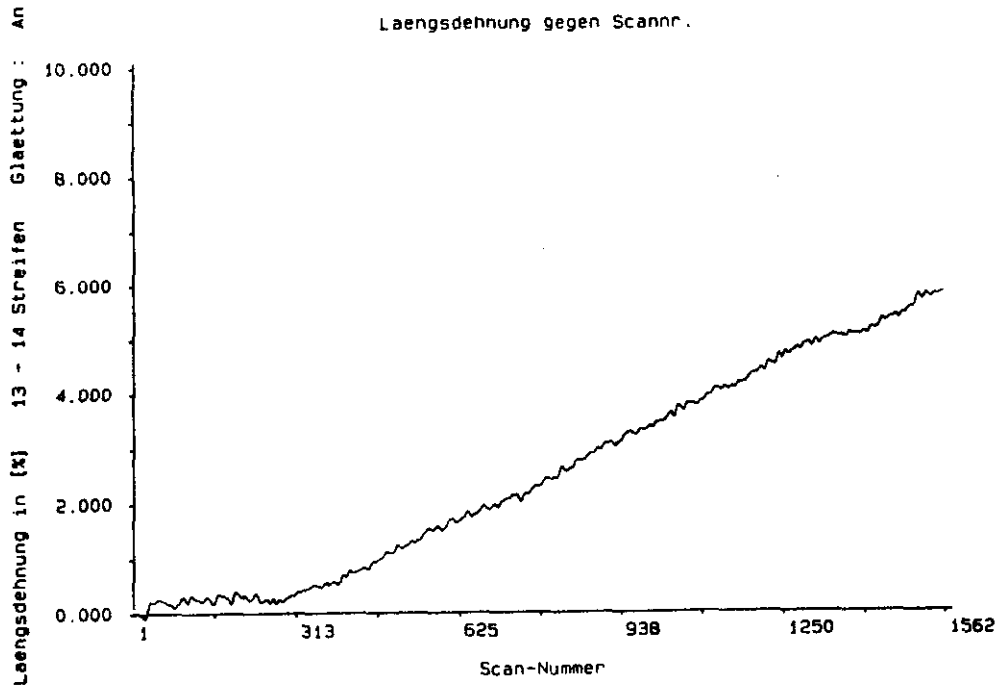


Figura 248.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 13 - 14. Método Optoelectrónico.

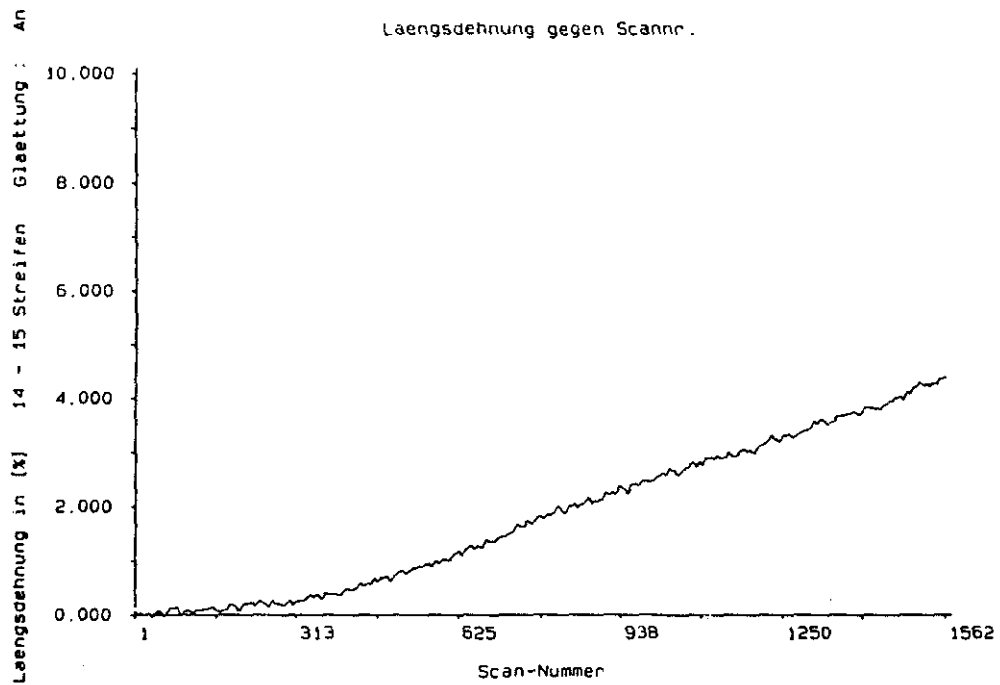


Figura 249.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scans). Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 14 - 15. Método Optoelectrónico.

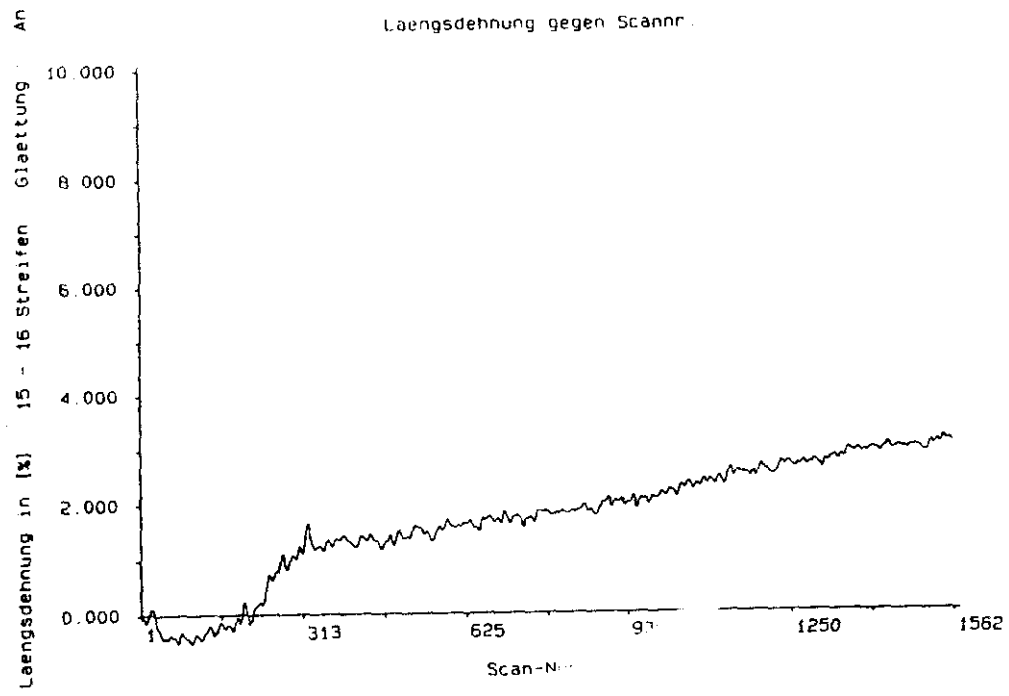


Figura 250.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7016 F Soldada TIG.
 Franjas 15 - 16. Método Optoelectrónico.

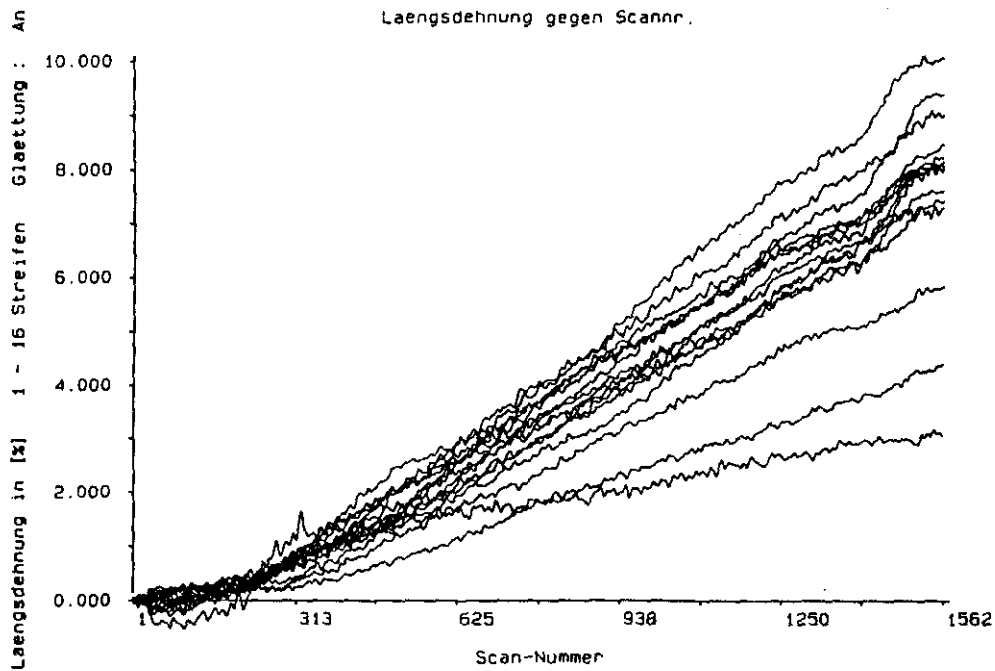


Figura 251.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 F Soldada TIG.

Totalización de los Gráficos Anteriores. Método Optoelectrónico.

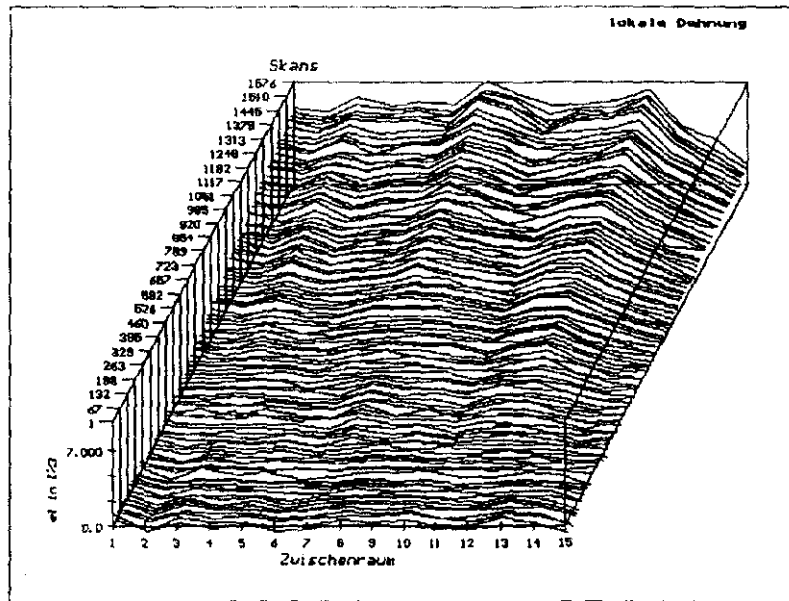


Figura 252.- Representación Tridimensional Mostrando la Variación de la Deformación Longitudinal para Cada Franja, en Función del Tiempo (Número de Scans). Aleación 7015 F Soldada TIG. Método Optoelectrónico.

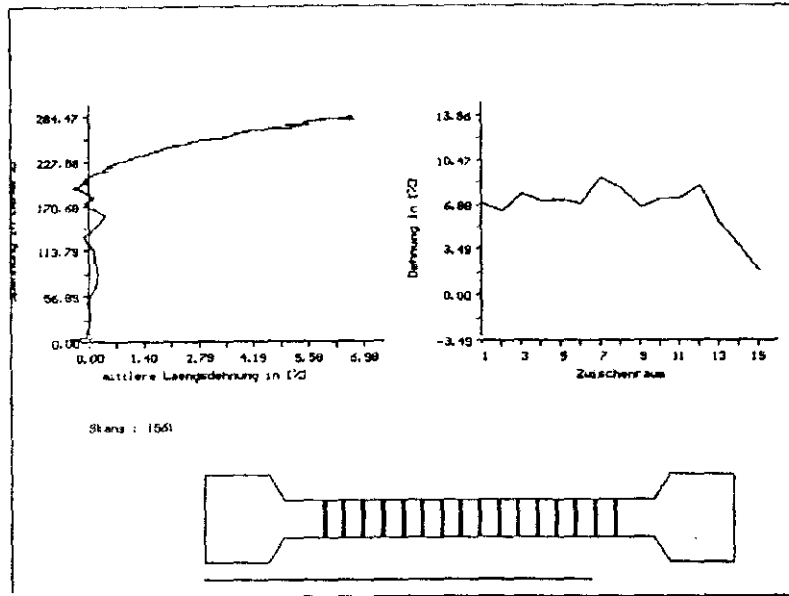


Figura 253.- Estadio Final del Proceso de Visualización por Ordenador del Ensayo de Tracción.

Aleación 7015 F Soldada TIG. Método Optoelectrónico.

FIGURAS: 254 a 258

MATERIAL: Aleación 7015 F (Al-Zn-Mg)

SOLDADURA: TIG

SISTEMA DE ADQUISICIÓN DE DATOS: Método optoelectrónico

GRÁFICA: Deformación longitudinal [%] en función del tiempo de ensayo (número de barridos del láser -scanns)

ESTUDIO LOCAL: Zonal

DESCRIPCIÓN: Se representa la variación de la deformación longitudinal con el tiempo para cada una de las distintas zonas presentes en la junta soldada (Fig. 198):

1 - 4 : ZAC [2]

4 - 6 : ZAC [1]

6 - 10 : BF

10 - 12 : ZAC [1]

12 - 16 : ZAC [2]

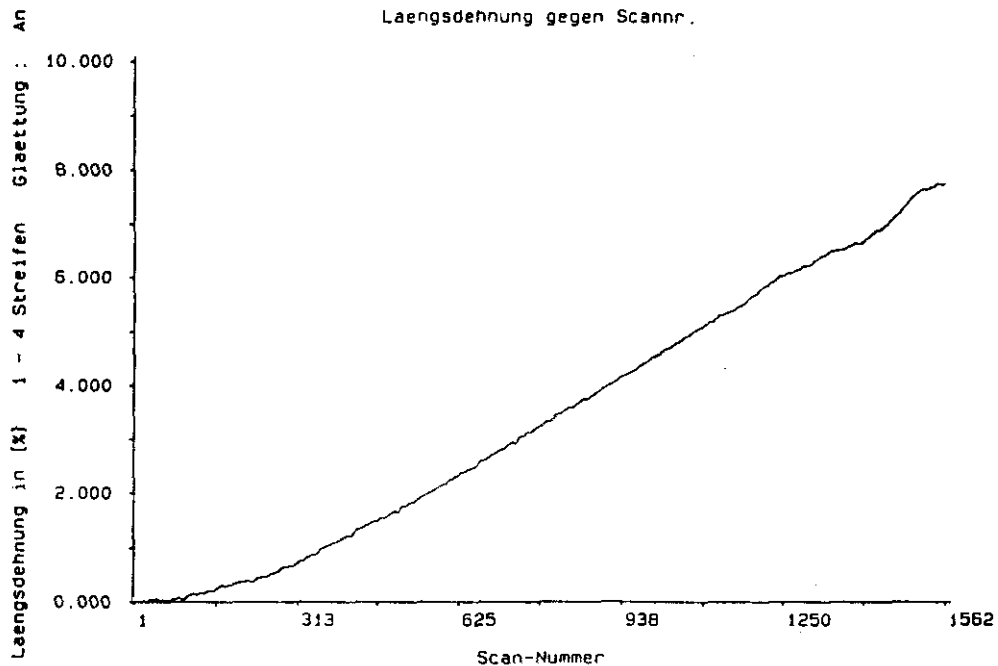


Figura 254.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 1 - 4. Método Optoelectrónico.

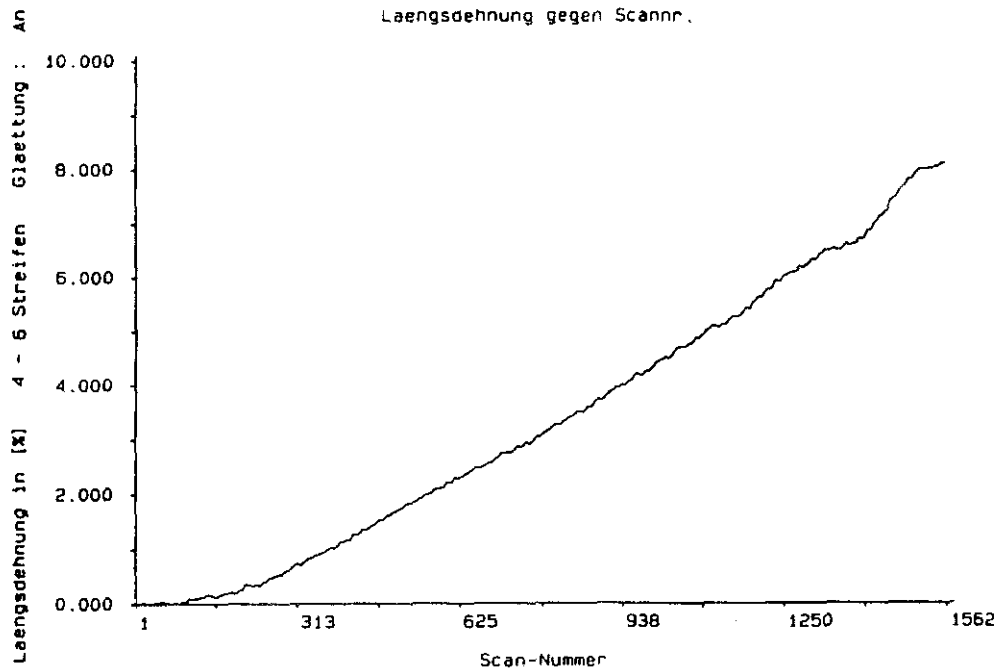


Figura 255.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 4 - 6. Método Optoelectrónico.

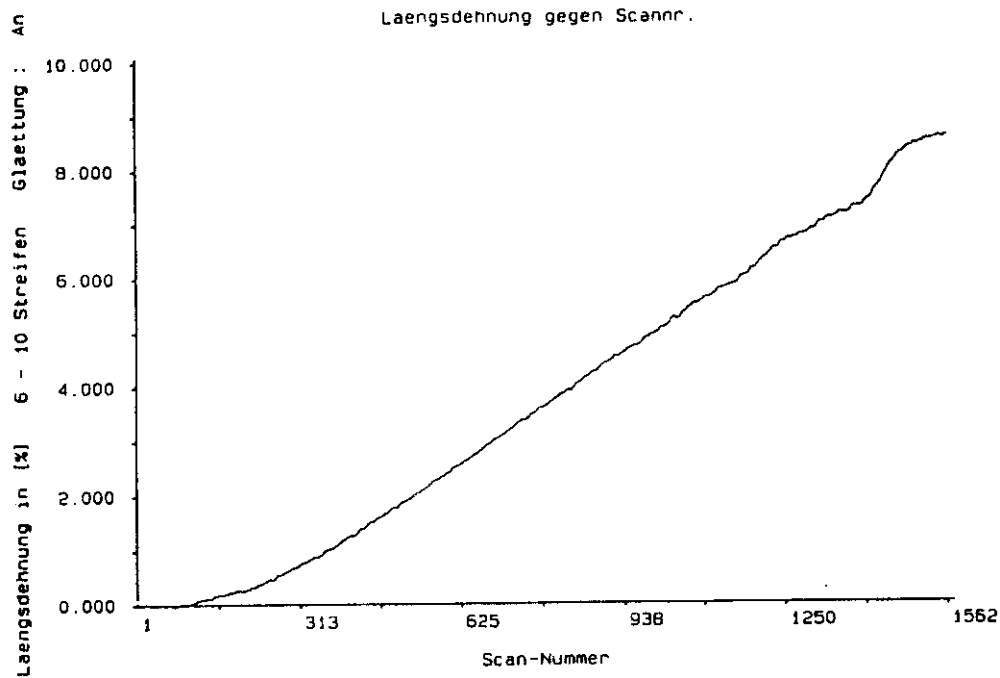


Figura 256.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanns). Aleación 7015 F Soldada TIG.
Franjas 6 - 10. Método Optoelectrónico.

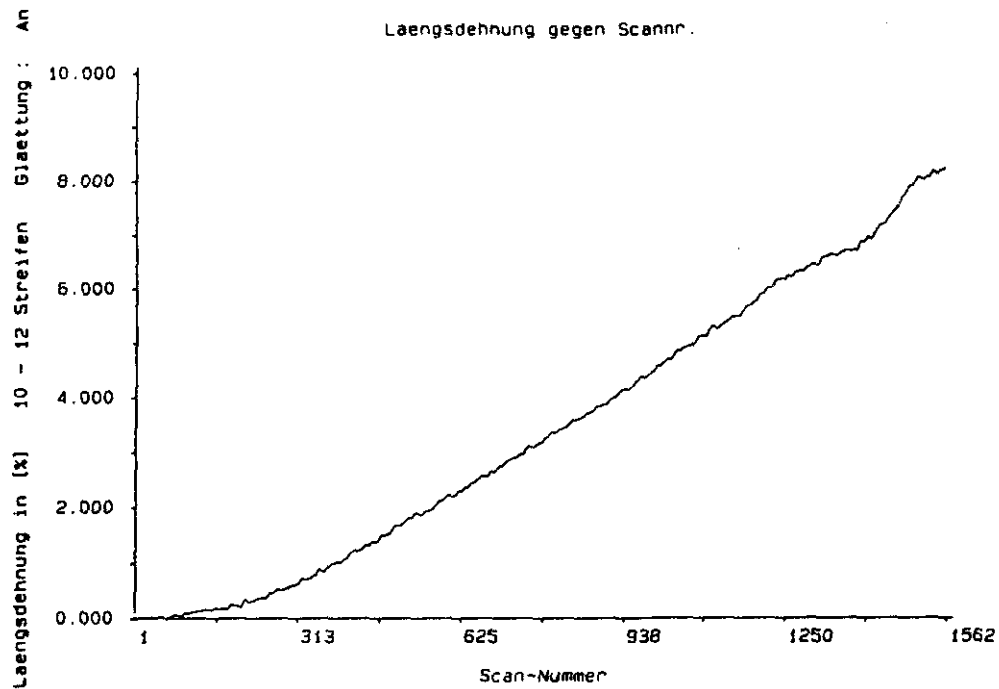


Figura 257.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scanna). Aleación 7015 F Soldada T10.

Franjas 10 - 12. Método Optoelectrónico.

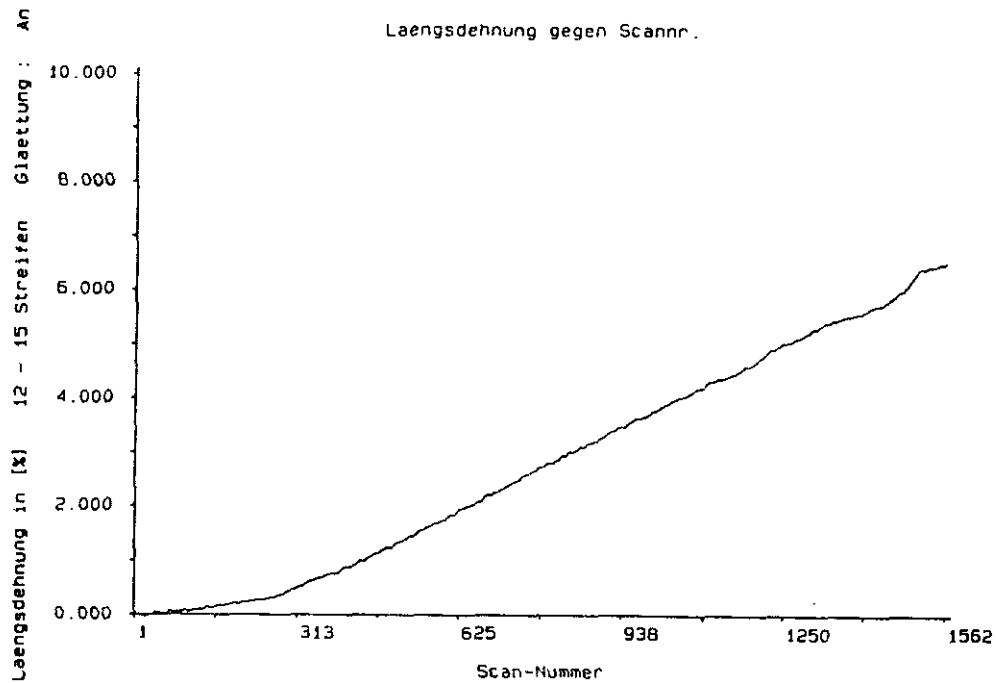


Figura 258.- Deformación Longitudinal en Función del Tiempo (Número de Scans). Aleación 7015 F Soldada TIG.

Franjas 12 - 15. Método Optoelectrónico.

IV.3.1.- ALARGAMIENTO ZONAL LOCAL

En las figuras 359 a 361 se pueden observar los perfiles del alargamiento zonal local para las aleaciones 2014 T6, 7015 T73 y 7015 F soldadas obtenidos mediante el método optoelectrónico.

Es importante comprobar como estos perfiles se ajustan a los obtenidos mediante el ensayo de dureza. Hemos podido comprobar, también, que aunque los resultados se ajustan a los obtenidos por métodos convencionales normalizados, la información del método optoelectrónico resulta más fiable y comparativa, ya que al tener, o bien que totalizar toda la longitud inicial entre marcas o bien que totalizar los valores zonales, los resultados de los métodos convencionales son más ambiguos por globalizar datos muy heterogéneos. Este es el caso de la ZAC cuya heterogeneidad mecánica es muy visible y que en una medición normalizada no se tiene en cuenta.

Creemos necesaria la interrelación de los datos obtenidos mediante mediciones convencionales (Figuras 44 a 46) con los obtenidos para las mismas zonas por el método optoelectrónico. Es del todo impreciso tratar de definir concretamente el comportamiento mecánico de la ZAC por mediciones globales convencionales aunque, de alguna forma, y sobre todo en valores relativos, el perfil de comportamiento mecánico sea comparable al obtenido mediante el método

optoelectrónico (Figs. 259 a 261). Cuando se trata de mediciones convencionales se puede comprobar la dificultad de definición de la ZAC. Si ésta se define desde el punto de vista metalográfico, es fácil la medición y la interpretación de resultados. Pero si se hace caso de la definición mecánica, realmente esta zona es compleja y de difícil caracterización.

Se puede comprobar como el alargamiento varía notablemente, de forma relativa, según las zonas ya discutidas de la soldadura. El alargamiento es siempre un valor que apunta al comportamiento plástico y por tanto a la ductilidad; es un factor de seguridad en el comportamiento de un material en condiciones de servicio.

En la aleación 2014 T6 se observa que el alargamiento es bajo para el BF, aumentando de valor según nos alejamos hacia el material base.

El comportamiento observado para la 7015, tanto con tratamiento térmico como sin él, es contrario al observado para la 2014 T6. La plasticidad en el baño fundido, debido a su particular estructura de colada, es menor que en el resto de la unión soldada, sobre todo en el caso de la 7015 T73, a pesar de que, experimentalmente presente un alargamiento mayor.

ALARGAMIENTO ZONAL LOCAL ALEACION 2014 T6

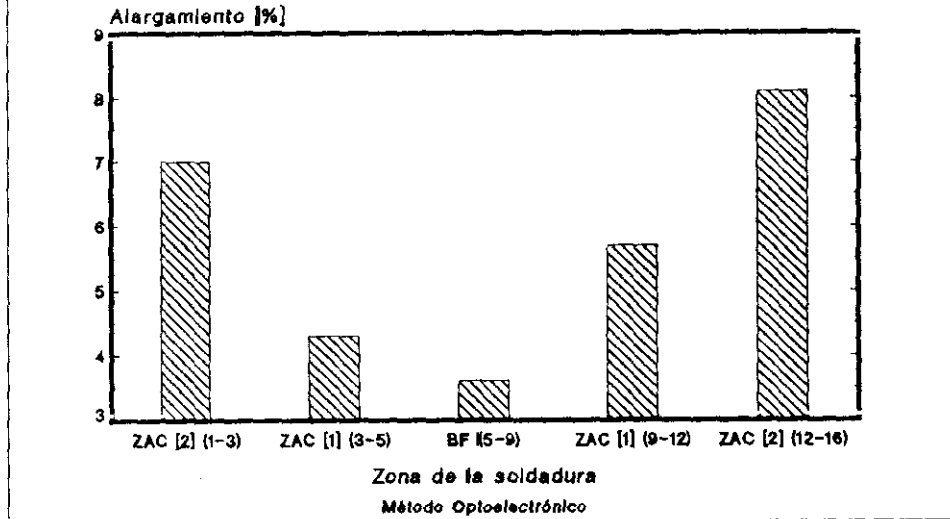


Figura 259.a.- Perfil de Alargamientos Zonales Locales en la Unión Soldada.

Aleación 2014 T6 Soldada TIG. Método Optoelectrónico.

ALARGAMIENTO ZONAL LOCAL ALEACION 2014 T6

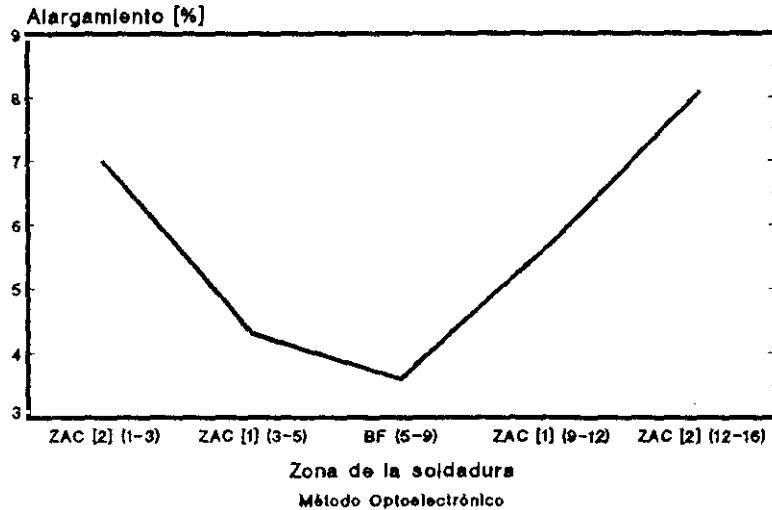


Figura 259.b.- Perfil de Alargamientos Zonales Locales en la Unión Soldada.

Aleación 2014 T6 Soldada TIG. Método Optoelectrónico.

ALARGAMIENTO ZONAL LOCAL ALEACION 7015 T73 (Probeta B)

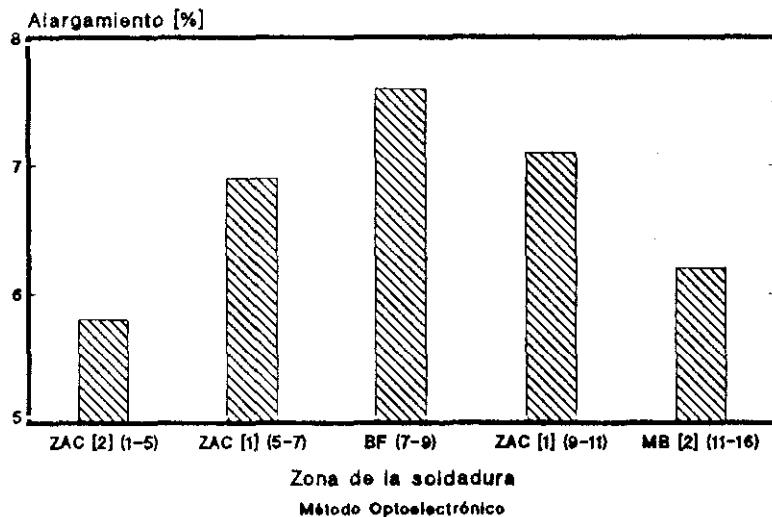


Figura 260.a.- Perfil de Alargamientos Zonales Locales en la Unión Soldada.

Aleación 7015 T73 (Probeta B) Soldada TIG. Método Optoelectrónico.

ALARGAMIENTO ZONAL LOCAL ALEACION 7015 T73 (Probeta B)

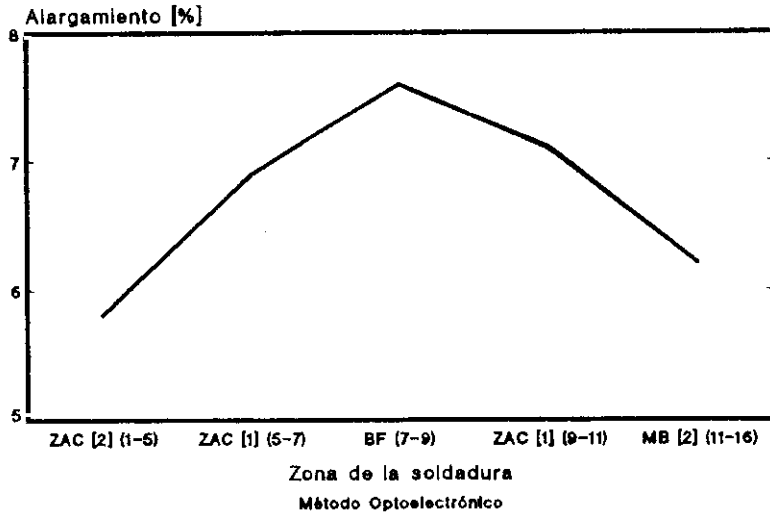


Figura 260.b.- Perfil de Alargamientos Zonales Locales en la Unión Soldada.
Aleación 7015 T73 (Probeta B) Soldada TIG. Método Optoelectrónico.

ALARGAMIENTO ZONAL LOCAL ALEACION 7015 T73 (Probeta A)

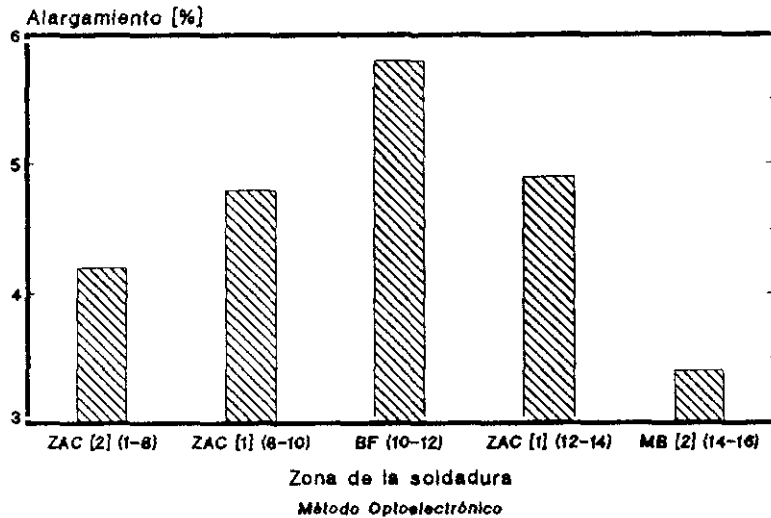


Figura 261.a.- Perfil de Alargamientos Zonales Locales en la Unión Soldada.

Aleación 7015 T73 (Probeta A) Soldada TIG. Método Optoelectrónico.

ALARGAMIENTO ZONAL LOCAL ALEACION 7015 T73 (Probeta A)

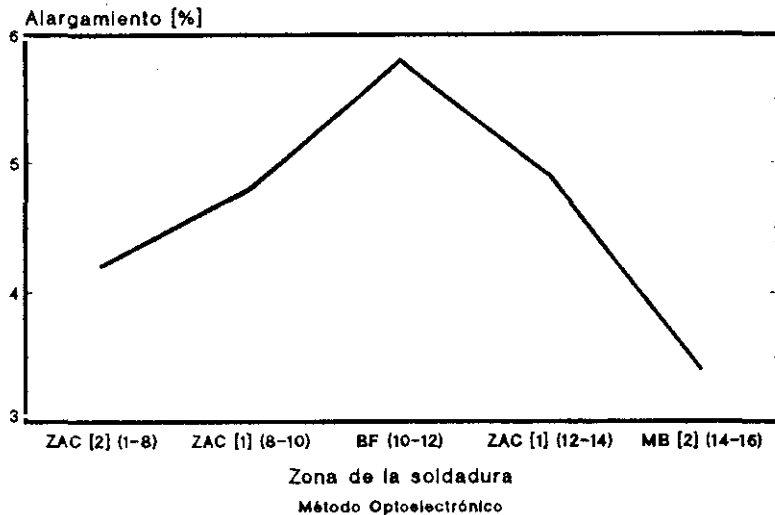


Figura 261.b.- Perfil de Alargamientos Zonales Locales en la Unión Soldada.

Aleación 7015 T73 (Probeta A) Soldada TIG. Método Optoelectrónico.

ALARGAMIENTO ZONAL LOCAL ALEACION 7015 F

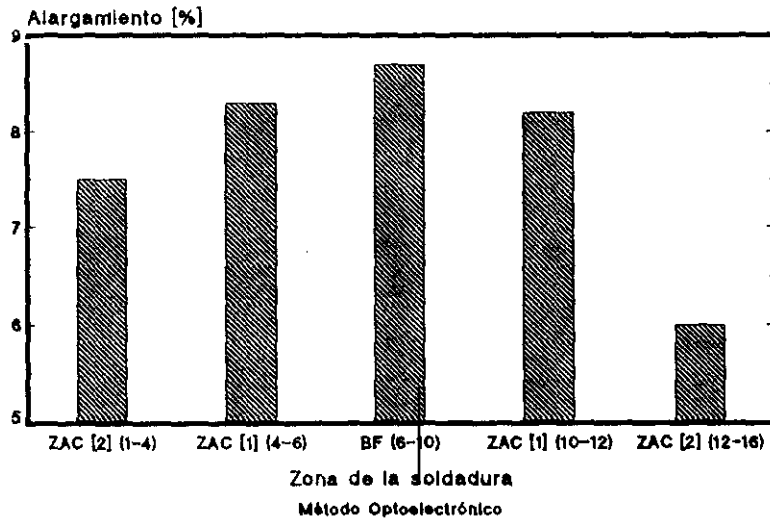


Figura 262.a.- Perfil de Alargamientos Zonales Locales en la Unión Soldada.

Aleación 7015 F Soldada TIG. Método Optoelectrónico.

ALARGAMIENTO ZONAL LOCAL ALEACION 7015 F

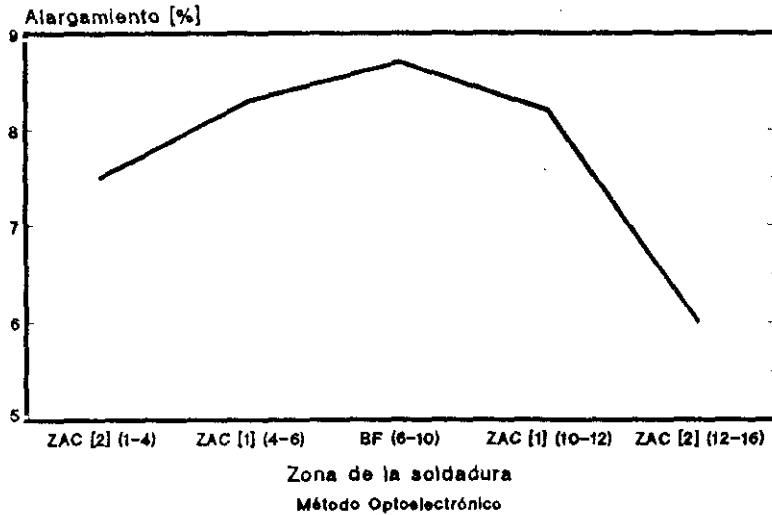


Figura 262.b.- Perfil de Alargamientos zonales Locales en la Unión Soldada.
Aleación 7015 F Soldada TIG. Método Optoelectrónico.

IV.- PRESENTACION Y ANALISIS DE RESULTADOS

IV.4.- MODULO ELASTICO (LE ROLLAND SORIN)

IV.4.- MÓDULO ELÁSTICO (LE ROLLAND SORIN)

De los datos obtenidos mediante el ensayo de Le Rolland-Sorin para las aleaciones 2014 T6 y 7015 F (Figs. 262 y 263) se deduce el acuerdo existente, en cuanto a la variación del módulo de elasticidad local, con los datos obtenidos mediante el método optoelectrónico.

En las figuras 80 a 91 y en la figura 262 se ven claramente los resultados obtenidos para la aleación 2014 T6. Se observa una pérdida de rigidez importante en el BF y en la ZAC. Sin embargo, existe una zona de autoemple en la ZAC contigua al BF (ZAC 1) en la que el módulo de elasticidad crece de forma importante. En estas figuras no se muestran los resultados de la ZAC con ganancia paulatina de módulo de elasticidad (contigua al MB), ni tampoco del MB, donde se vuelven a alcanzar valores importantes en módulo de Young.

La aleación 7015 F muestra un perfil de ganancia en el módulo, con respecto al MB que coincide igualmente con lo discutido con la utilización de los valores del método optoelectrónico (Figs. 221 a 226). Queda claro que, para esta aleación, la soldadura significa una ganancia en las características mecánicas existentes respecto al MB.

El ensayo de Le Rolland-Sorin ha mostrado, muy claramente, el perfil zonal de valores del módulo de elasticidad para las soldaduras estudiadas. Es interesante comprobar como estos perfiles se asemejan a los obtenidos con los ensayos de dureza (Figs. 35 a 40). Todos estos valores coinciden y refrendan la información obtenida con el método optoelectrónico.

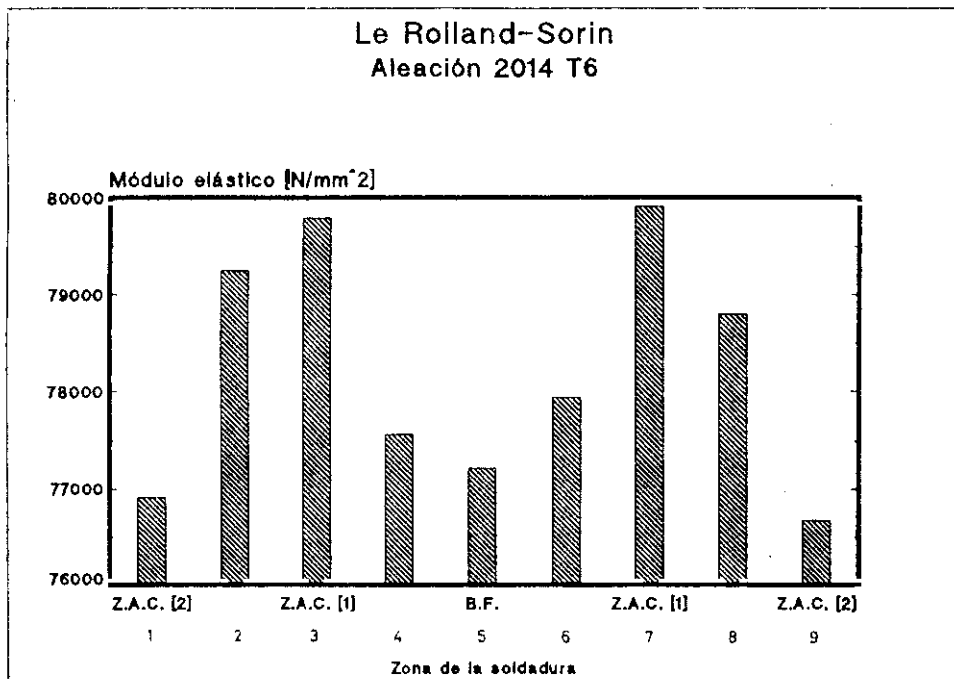


Figura 263.a.- Variación del Módulo de Young para las Distintas Zonas de la Unión Soldada.

Aleación 2014 T6 Soldada TIG. Le Rolland Sorin.

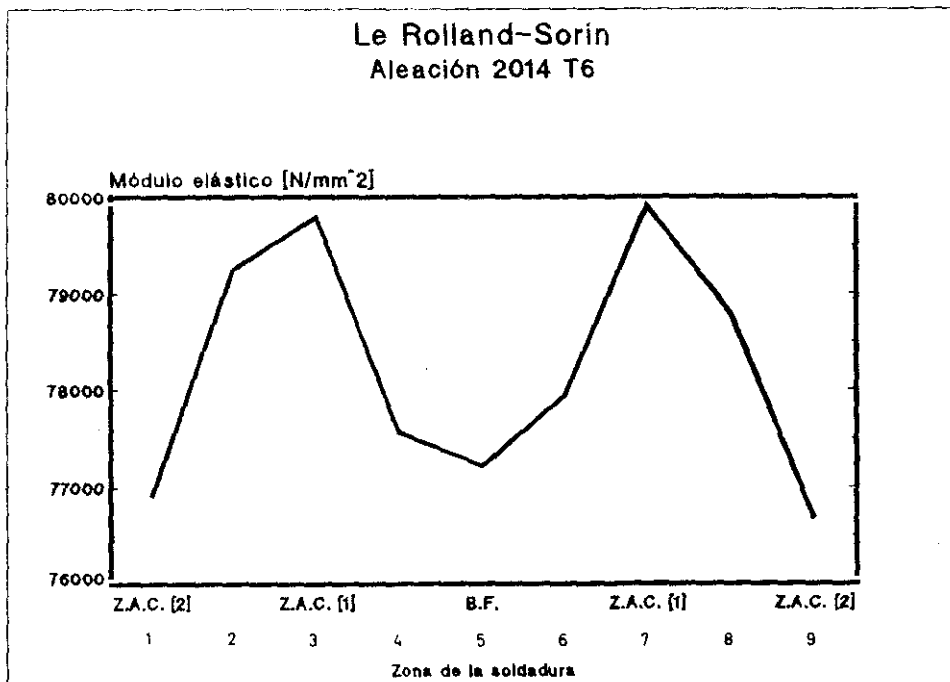


Figura 263.b.- Variación del Módulo de Young para las Distintas Zonas de la Unión Soldada.

Aleación 2014 T6 Soldada TIG. Le Rolland Sorin.

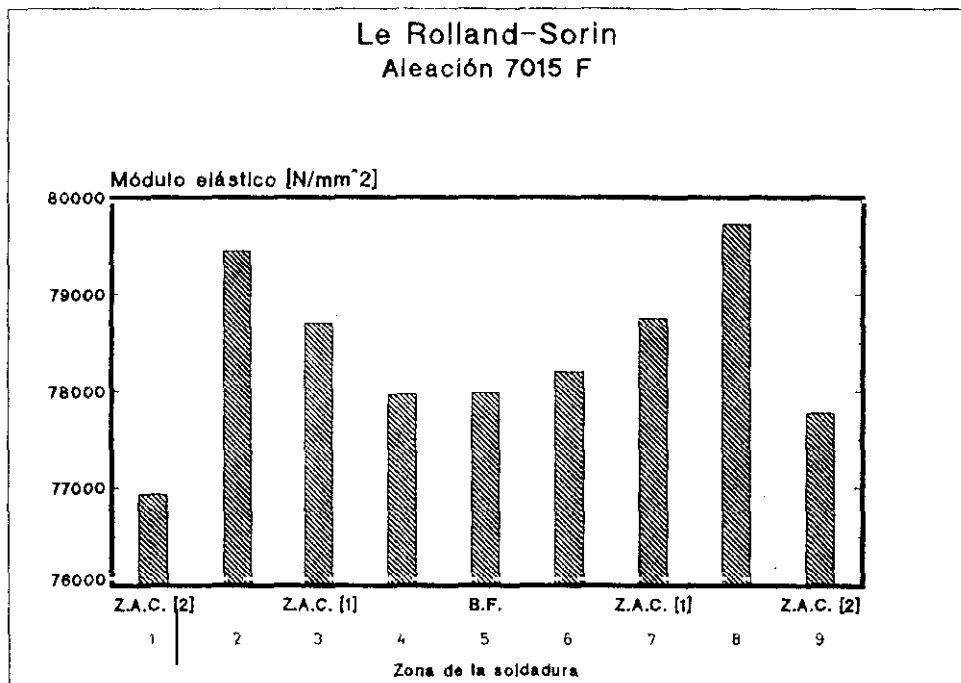


Figura 264.a.- Variación del Módulo de Young para las Distintas Zonas de la Unión Soldada.

Aleación 7015 F Soldada TIG. Le Rolland Sorin.

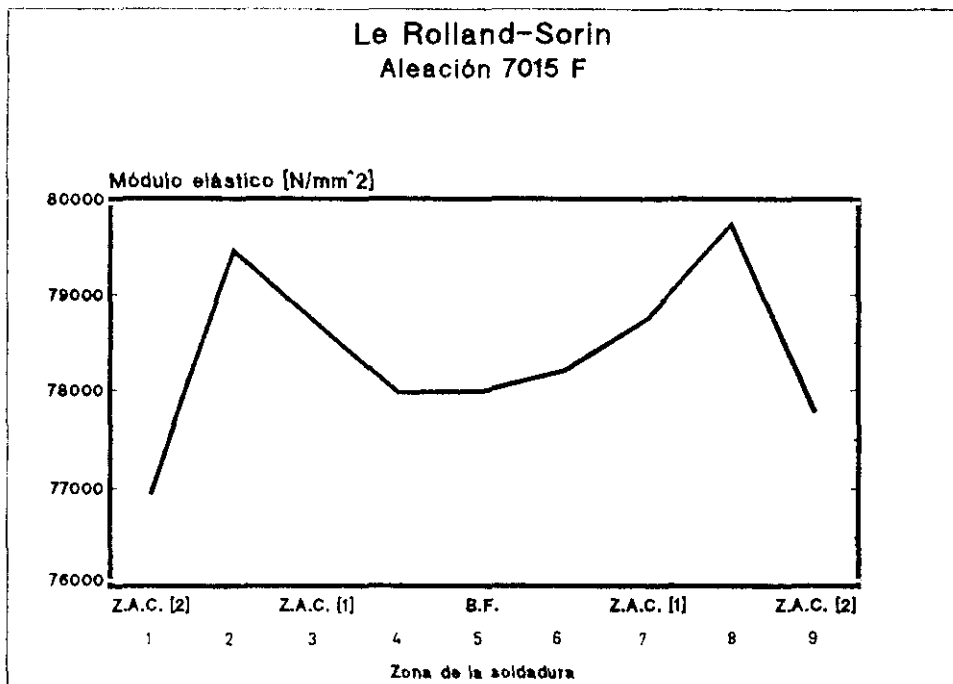


Figura 264.b.- Variación del Módulo de Young para las Distintas Zonas de la Unión Soldada.

Aleación 7015 F Soldada TIG. Le Rolland Sorin.

IV.- PRESENTACION Y ANALISIS DE RESULTADOS

IV.5.- RESILIENCIA (CHARPY)

IV.5.- RESILIENCIA (CHARPY)

Son muchos los intentos actuales de relacionar propiedades y comportamientos mecánicos con el ensayo de resiliencia (Charpy) en soldadura. La especial geometría de la unión soldada y el propio diseño de la probeta (en cuanto a dimensiones y situación de la entalla) hacen que no exista acuerdo respecto a la interpretación o significancia de los resultados obtenidos. Por otra parte los valores de energía obtenidos son relativos y no deben ser empleados en ecuaciones de diseño.

En la presente investigación se ha tratado de ser poco pretencioso en cuanto a la obtención de información mecánica y sólo se ha pretendido comprobar si los resultados de este ensayo corroboraban o complementaban a los obtenidos mediante el ensayo de tracción.

Se ha respetado la norma DIN 50115 ⁽⁴¹⁾ en cuanto a la geometría de la probeta y a la calibración y utilización del péndulo Charpy. La situación de la entalla se ha elegido dependiendo de la localización de la zona de la que se pretendía obtener información siguiendo las indicaciones de la norma DIN 50122 ⁽⁴²⁾.

En principio se puede pensar que aunque la información sólo debe ser considerada para las condiciones de ensayo, sí puede

aportar una idea del comportamiento dúctil o frágil de la zona estudiada de una forma cualitativa (Figura 265), teniendo en cuenta que los valores obtenidos son siempre relativos.

En la figura 266 se presenta una tabla con valores promediados, señalándose el lugar de la colocación de la entalla. La tabla de valores se refiere a los resultados obtenidos con la aleación 2014 T6 y que pueden ser orientativos, desde el punto de vista de la relatividad de las zonas, del comportamiento mecánico de la unión soldada en este tipo de aleaciones.

De esta tabla se desprende que las probetas C y E requieren una energía más elevada para la rotura, lo que parece indicar un comportamiento más dúctil en la ZAC que en otras zonas. Parece que debería ser en el BF en el que se dieran los mayores valores por poseer una estructura de colada, sin embargo, y como ha demostrado el estudio metalográfico, la aparición de precipitados de gran volumen (Al_2Cu) en los espacios intercelulares-dendríticos favorece el comportamiento frágil de esta zona (Probetas B y D).

Se deduce, de los valores obtenidos, que la situación de la entalla en la ZAC según la probeta E eleva la energía necesaria más que si se situara según la probeta C. Esto parece lógico, desde el punto de vista de las geometrías de la unión soldada y de la probeta, dada la facilidad que presentan para

el progreso de la grieta. La situación según C resulta más propicia para este progreso.

El MB (Probeta A) posee valores relativos de energía acordes con su estructura interna. Los resultados muestran un comportamiento menos dúctil que en la ZAC o en el BF, lo que parece razonable si se compara con los valores mecánicos de resistencia y alargamientos locales obtenidos mediante el método optoelectrónico en los ensayos de tracción. Los alargamientos zonales locales resultaban ser más bajos para esta zona que para las demás dentro de la unión soldada.

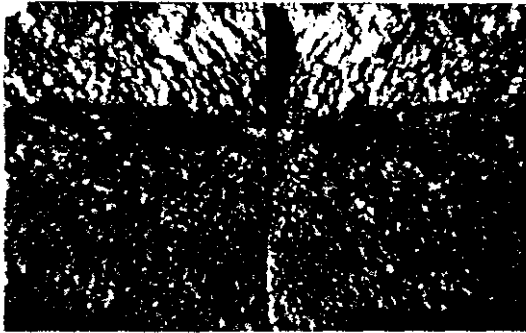


Figura 265.- Macrografía Mostrando la Diferente Rotura, Frágil para el BF (Parte Superior) y Dúctil para la ZAC (Parte Inferior), en una Probeta Charpy. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

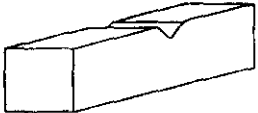

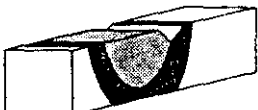



	RESILIENCIA [Cv] [Jul/mm ²]	PROBETA CHARPY
A	73.66	
B	95.53	
C	124.87	
D	93.65	
E	133.32	
F	54.43	

Figura 266 .- Valores de Resiliencia y Situación de la Entalla con Respecto a la Unión Soldada. Ensayo Charpy. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

IV.- PRESENTACION Y ANALISIS DE RESULTADOS

IV.6.- METALOGRAFIA ZONAL

IV.6. - METALOGRAFIA ZONAL

Las propiedades mecánicas de un material tienen su última causa en la microestructura. Esta es la responsable de las características del material por su composición química, forma, tamaño y distribución de las fases, así como la interacción entre ellas y su naturaleza.

El ataque químico no define bien las zonas típicas de estas uniones soldadas, sobretodo desde el punto de vista macrográfico (Figs. 267 y 268). Sólo se pueden distinguir aquellas zonas con microestructuras muy diferentes o especialmente sensibilizadas al ataque.

En todas las aleaciones estudiadas se observa claramente la estructura del Baño Fundido. Es una estructura típica de colada para estas aleaciones bifásicas, muestra una microestructura celular-dendrítica (Figs. 269 a 274). Además de las posibles segregaciones de elementos presentes en estas aleaciones, las fases endurecedoras de estas aleaciones, Al_2Cu y Zn_2Mg , se sitúan en los límites intercelulares. La estructura bifásica presenta malas características mecánicas debido a que estos límites intercelulares están ocupados de forma continua por un precipitado voluminoso. Esta discontinuidad estructural lo es también mecánica. Es un hecho generalizado que estas situaciones estructurales favorecen el progreso de grietas a través de estos límites (Fig. 275).

El límite del BF y de la Zona Afectada por el Calor (ZAC) no tiene un límite demasiado definido (Figs. 271 a 273) debido, principalmente, a que la alta conductividad de estas aleaciones provoca en la ZAC refusiones en los límites de grano. De esta forma se producen penetraciones del BF en la ZAC y segregaciones en el límite de grano.

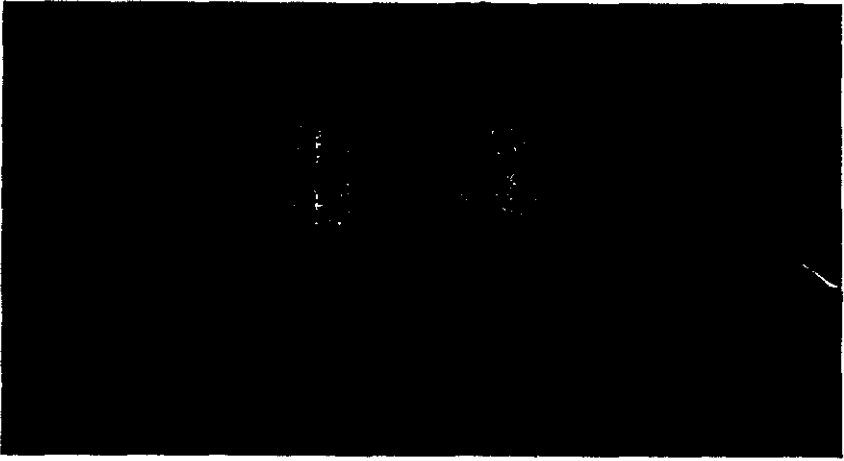
A nivel macroscópico el problema es menor ya que se distingue bien el límite y coincide con el concepto mecánico de zona (Figs. 267 y 268).

Lo verdaderamente complejo en estas aleaciones soldadas es la Zona Afectada por el Calor. ZAC, que, desde el punto de vista mecánico, presenta tres zonas diferentes, para las tratadas térmicamente, que ennumeradas desde el BF al MB son: zona de autotemple, zona de sobreenviejamiento y zona de recuperación de propiedades mecánicas. Sin embargo, toda la ZAC presenta una morfología análoga (Figs. 276, 277). Aunque es evidente que la zona de autotemple, fronteriza con el BF, presenta un engrosamiento importante de los límites de grano debido a la importante precipitación en estos lugares, especialmente favorecidos, durante el calentamiento provocado por la soldadura (Figs. 278 a 280), sin embargo, el interior de los granos no presenta una especial relevancia, lo que demuestra que los elementos aleantes que no se han segregado a los límites de grano provocan el autotemple (Figs. 281).

El resto de la ZAC, hasta llegar al MB, desde el punto de vista metalográfico, es muy parecida, si no idéntica al MB. Sobre todo si la observación se hace por Microscopía Óptica Convencional (Figs. 282). Tampoco la Microscopía Electrónica de Barrido distingue claramente estas zonas de la ZAC al MB (Figs. 283). Habría que recurrir a la Microscopía Electrónica de Transmisión para poder observar el engrosamiento de los precipitados endurecedores por efecto del sobreenvjecimiento.

El límite de la ZAC con el MB es indistinguible metalográficamente a causa de la paulatina adaptación de ésta al MB. También desde el punto de vista mecánico este encuentro, entre la ZAC y el MB, se hace de forma paulatina y suave, siendo esta la única manera de establecer este límite estructural.

Todo lo discutido anteriormente es válido para las aleaciones tratadas térmicamente, 2014 T6 y 7015 T73. La aleación no tratada térmicamente, la 7015 F, no presenta una ZAC clara y distinguible del MB, aunque la estructura del BF sí que se corresponde con lo discutido para las otras dos.



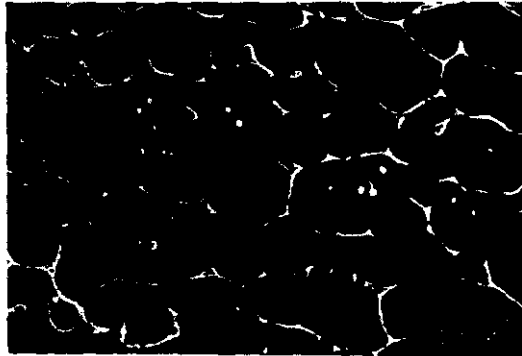
*Figura 267.- Macrografia Mostrando las Diferentes Zonas de la Unión Soldada.
Aleación 2014 T6 Soldada TIG. Ataque: NaOH al 30%, 20 Segundos.*



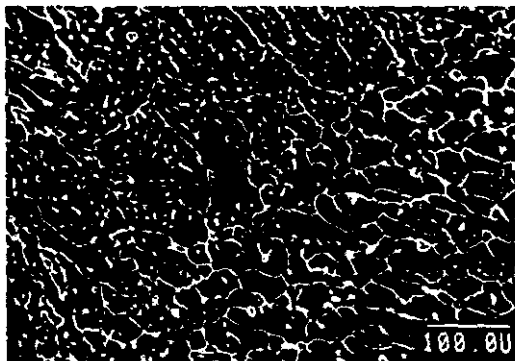
*Figura 268.- Macrografia Mostrando las Diferentes Zonas de la Unión Soldada.
Detalle. Aleación 2014 T6 Soldada TIG. Ataque: NaOH al 30%, 20 Segundos.*



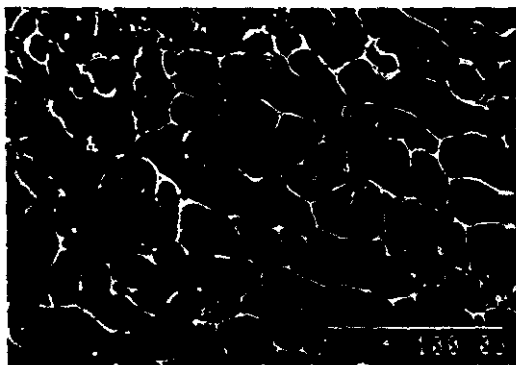
*Figura 269.- Baño Fundido. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.
Ataque: Reactivo Kellers 10 segundos.*



*Figura 270.- Baño Fundido. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.
Ataque: Reactivo Kellers 10 segundos.*



*Figura 271.- Baño Fundido. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.
Ataque: Reactivo Kellers 10 segundos.*



*Figura 272.- Baño Fundido. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.
Ataque: Reactivo Kellers 10 segundos.*

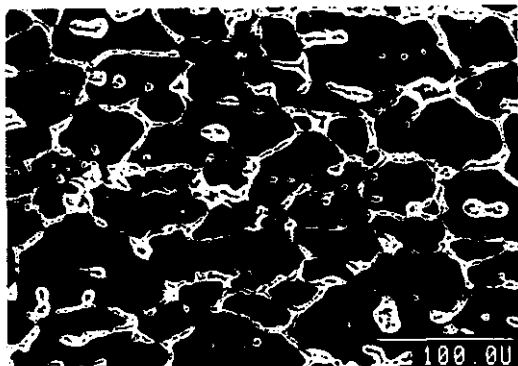


Figura 273.- Baño Fundido. Aleación 7015 T73 Soldada TIG.

Ataque: Reactivo Kellers 10 segundos.



Figura 274.- Baño Fundido. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Ataque: Reactivo Kellers 10 segundos.

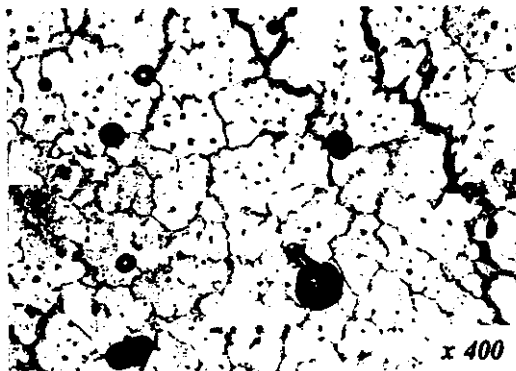


Figura 275.- Baño Fundido. Aleación 7015 T73 Soldada TIG.

Ataque: Reactivo Kellers 10 segundos.

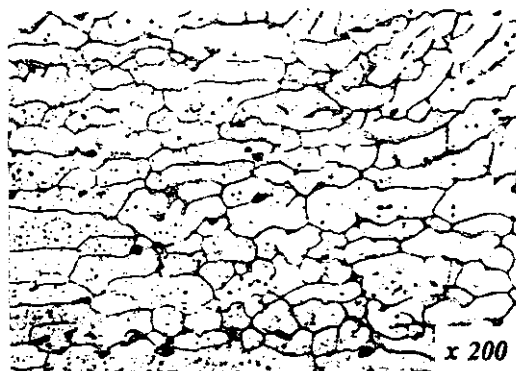
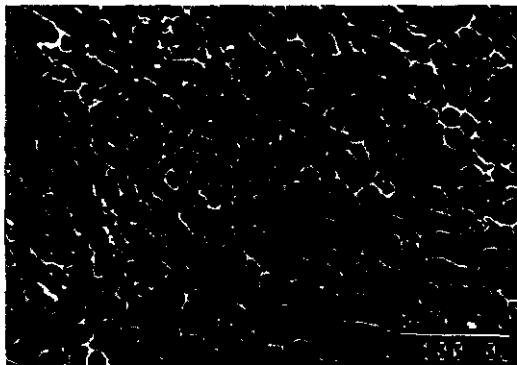
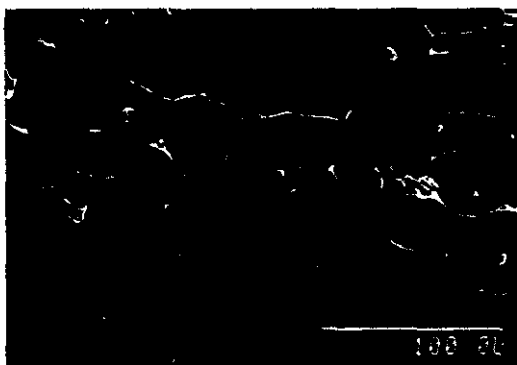


Figura 276.- Zona Afectada por Calor. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

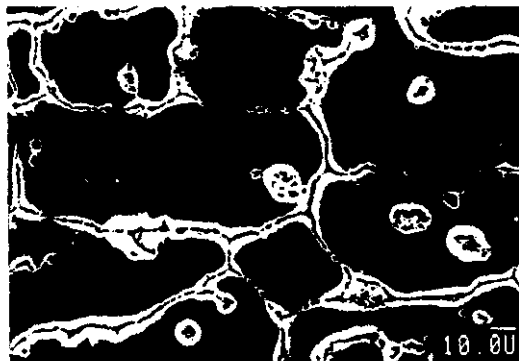
Ataque: Reactivo Kellers 10 segundos.



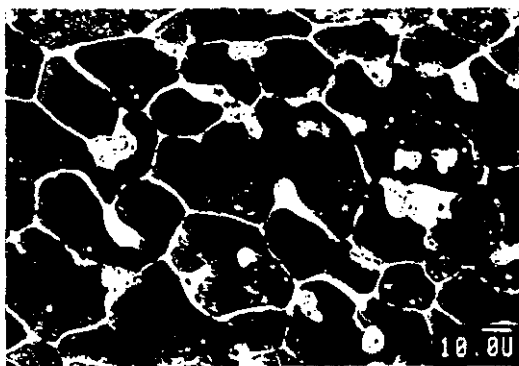
*Figura 277.- Zona Afectada por el Calor. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.
Ataque: Reactivo Kellers 10 segundos.*



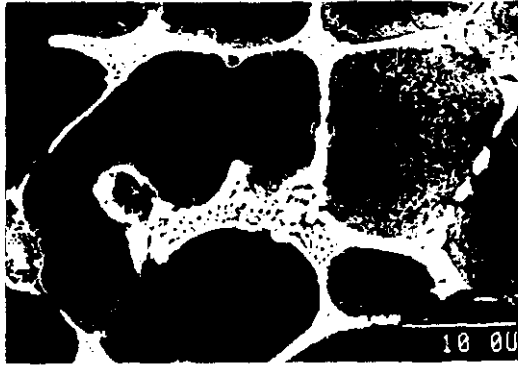
*Figura 278.- Baño Fundido. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.
Ataque: Reactivo Kellers 10 segundos.*



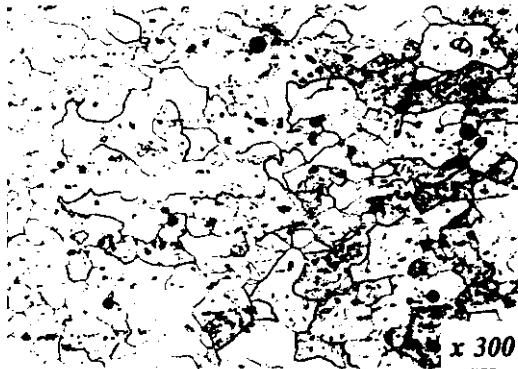
*Figura 279.- Zona Afectada por el Calor. Aleación 7015 T73 Soldada TIG.
Ataque: Reactivo Kellers 10 segundos.*



*Figura 280.- Baño Fundido. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.
Ataque: Reactivo Kellers 10 segundos.*



*Figura 281.- Zona Afectada por el Calor. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.
Ataque: Reactivo Kellers 10 segundos.*



*Figura 282.- Frontera ZAC-HB. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.
Ataque: Reactivo Kellers 10 segundos.*

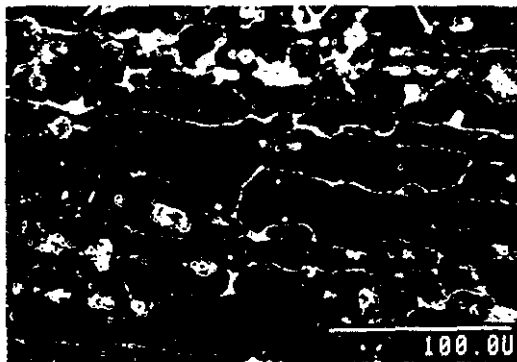


Figura 263.- Frontera ZAC-MB. Aleación 2014 T6 Soldada TIG.

Ataque: Reactivo Kellers 10 segundos.

V.- MODELO PROPUESTO DE COMPORTAMIENTO MECANICO

V.- MODELO PROPUESTO DE COMPORTAMIENTO MECANICO

Después de analizar toda la información mecánica obtenida de las uniones soldadas ensayadas estamos en disposición de definir un modelo cualitativo de comportamiento mecánico para las aleaciones de aluminio de forja tratables térmicamente y soldadas estudiadas, y generalizar a todas las demás familias.

Hemos investigado las dos familias más dispares en cuanto a tipo de tratamiento y comportamiento frente a la soldadura: 7xxx y 2xxx (7015 T73 y 2014 T6). La 2014 T6 lleva un tratamiento térmico simple, como corresponde a las aleaciones del tipo (i) (Anexo I), y la 7015 T73 un duplex (iii) (Anexo I). La aleación 7015 T73 presenta la posibilidad, como casi todas las de su serie, de ser autotemplable.

La serie 6xxx, también de forja y tratable térmicamente, pertenece a las de media resistencia y su comportamiento frente a la soldadura es intermedio entre las series 2xxx y 7xxx (Tabla 2).

Por tanto, creemos que, al ensayar en profundidad aleaciones de las series 2xxx y 7xxx, que son los dos extremos del segmento de la familia de aleaciones de forja tratables térmicamente, podemos definir lo que ocurre entre dos límites mecánicos.

Naturalmente, el modelo, por fuerza ha de ser cualitativo, ya que, incluso dentro de una misma serie, los valores mecánicos varían entre amplios márgenes para aleaciones diferentes (Tabla 2).

En primer lugar, queda claro que ninguna de estas aleaciones puede sufrir ciclos térmicos que superen los 200°C, ya que el endurecimiento conseguido con el tratamiento térmico desaparece. Incluso picos térmicos muy rápidos pueden dar al traste con el bonificado conseguido. Esto quiere decir que el calor aportado durante la soldadura va a suponer una crisis en la microestructura conseguida durante el envejecimiento. Recordemos que, aunque pueden existir caminos diferentes para conseguir el envejecimiento en esta serie de aleaciones (Anexo I), el mecanismo endurecedor de la matriz de aluminio es el mismo. Esto significa que todas sufrirán el impacto de la soldadura con parecida intensidad y responderán, como hemos comprobado en esta investigación, con semejante respuesta (Figs. 35 a 40).

En todos los casos aparecerán las mismas zonas características: baño fundido (BF), zona afectada por el calor (ZAC) y material base (MB).

La extensión, mayor o menor, de la ZAC dependerá de la conductibilidad térmica de cada una de las aleaciones y del elemento endurecedor (Al_2Cu , $ZnMg$, Mg_2Si). A menor conductibilidad térmica, menor extensión de la ZAC (caso de la

serie 2xxx) y cuanto mayor sea la temperatura del tratamiento térmico de envejecimiento, simple o duplex, menor extensión tendrá, también, esta zona. Esto, por supuesto, siempre que se respeten las mismas condiciones de soldeo.

También la extensión del BF dependerá de la temperatura de fusión de cada aleación y de la conductibilidad térmica, para unas mismas variables de soldeo.

Respecto de la microestructura resultante, hay que decir que en el BF, en todas las series, aparecerá durante la solidificación con una estructura de colada celular-dendrítica, más o menos caracterizada en un sentido u otro y con un precipitado voluminoso en los espacios intercelulares. Este precipitado estará formado por la fase endurecedora (Al_2Cu , Zn_2Mg , Mg_2Si) con morfologías irregulares de gran tamaño y continúa a través de los espacios intercelulares-dendríticos. En algunos casos un aporte de calor excesivo puede producir la refusión de estos precipitados apareciendo grietas continuas en su lugar (Figs. 275). También estas grietas pueden aparecer durante la solidificación por microrechupes y contracciones de volumen. Todo ésto trae consigo una fragilización que actúa favoreciendo el progreso de grietas a través de estos espacios intercelulares-dendríticos. En muchos casos, las grietas ya existen, como hemos visto, y son las tensiones externas las que favorecerán su progreso.

La ZAC estará constituida por una microestructura consecuencia del sobreenviejamiento producido por el calor de soldeo. Dicho sobreenviejamiento será más intenso en la zona de la ZAC contigua al BF e irá desapareciendo más o menos lentamente, según la naturaleza de la aleación, hasta alcanzar al MB no afectado (Figs. 276 a 280).

El sobreenviejamiento intenso se muestra por la aparición de precipitados, más o menos voluminosos, tanto en el interior de los granos, como en los límites de éstos. Estos precipitados se irán haciendo más finos e imperceptibles según nos desplazemos hacia el MB, y estarán constituidos, fundamentalmente, por los elementos endurecedoras convencionales: Al,Cu, Zn,Mg, Mg,Si (Figs. 276 a 281).

Las propiedades mecánicas de estas zonas quedan perfectamente definidas por las microestructuras descritas y se pueden asociar a los test de dureza. Hay que resaltar la relación absoluta entre propiedades mecánicas y los perfiles de dureza.

Pués bien, si vamos asociando el trazado de los perfiles de dureza a las microestructuras halladas, podremos asociar microestructuras con propiedades mecánicas y así tener un modelo de comportamiento mecánico.

Lógicamente, el BF presenta un ablandamiento que se asocia a una estructura de colada. También queda justificada la

aparentemente extraña fragilidad por la distribución de precipitados en los espacios intercelulares-dendríticos, así como por la existencia de microrechupes y contracciones de volumen en los mismos lugares. En todo caso, esta estructura favorece el progreso de grietas existentes o que se provoquen bajo tensiones.

En la zona de la ZAC contigua al BF, antes de la pérdida intensa de características mecánicas resistentes, aparecen en los perfiles de dureza unas elevaciones, mesetarias o no (en el caso de la serie 7xxx aparece una meseta extensa, al contrario que en la serie 2xxx) que responden a zonas de autotemple posible en aleaciones cuya línea de "solvus" para las zonas G.P. tiene una posición privilegiada (Anexo I) (Figs. 284). También los bordes del BF poseen mayores características mecánicas resistentes que el centro debido a la segregación de impurezas durante la solidificación.

A continuación de esta meseta de la ZAC, correspondiente a un aumento de las características mecánicas resistentes, contigua al BF, aparece una pérdida intensa de éstas debido a un fuerte sobreenviejimiento (Figs. 35 a 40). Esta zona se encuentra más cerca (serie 2xxx) (Figs. 35 y 36) o más lejos (serie 7xxx) (Figs. 39 a 40) dependiendo de la naturaleza de la aleación. El crecimiento de los precipitados y la pérdida de coherencia hace que el ablandamiento sea muy intenso. Este proceso será más intenso cuanto más alta haya sido la temperatura sufrida y más largo el tiempo de permanencia por

encima de la línea de "solvus" para las zonas de Guinier-Preston. Esto trae como consecuencia que al alejarse hacia el MB, esta pérdida de propiedades mecánicas sea menos intensa hasta igualarse a las originales del MB. Este ascenso hacia la normalidad se inicia de una manera brusca para luego hacerse más lento (Figs. 35 a 40).

Dicho esto, podemos comprender que la ZAC definida mecánicamente es la más compleja a la hora de estudiar el comportamiento mecánico de una unión soldada en este tipo de materiales.

Por esto se desprende de nuestra investigación que las típicas zonas de una soldadura: BF, ZAC y MB deben ser definidas mecánicamente mediante, por ejemplo, un perfil de durezas, ya que microestructuralmente los límites son más difíciles de determinar y observar, por muy sofisticados reactivos de ataque que se utilicen (Figs. 267 a 283).

Naturalmente, las propiedades mecánicas resistentes llevan asociadas unas propiedades plásticas, fundamentalmente, de alargamiento. Pues bien, exceptuando el BF cuya estructura, fragilizada microestructuralmente, se separa de un comportamiento normal, el alargamiento sufre un proceso inverso al de las características resistentes, como ha quedado demostrado con el método optoelectrónico. Esto es válido para todas las series de la familia de aleaciones de forja tratables térmicamente (Figura 1) (Tablas 1 y 2).

VI.- DISCUSION GENERAL

VI.- DISCUSION GENERAL

Existen dos campos diferentes en los que hemos tratado de aportar información dentro de la soldadura de las aleaciones de aluminio de forja. El primero ha sido conocer el comportamiento mecánico de estas uniones, y el segundo, adaptar y aportar nuevos sistemas de toma de datos para el ensayo de tracción, que hagan menos complejo y enriquecedor este tipo de ensayo.

También se han hecho adaptaciones interesantes y originales de ensayos convencionales como la dureza, péndulo Charpy y péndulo de Rolland-Sorin al estudio de una unión soldada. Estos ensayos mecánicos han sido muy valiosos para cumplimentar e interpretar los datos obtenidos en el ensayo de tracción.

Creemos, por tanto, que es interesante discutir los datos mecánicos obtenidos, la idoneidad de los ensayos realizados y los métodos de toma de datos utilizados.

Las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio de forja tratables térmicamente, dependen de la matriz de aluminio, que en todas ellas es masiva, sobrepasando el 90% en peso. Por tanto, frente a otras propiedades típicas del aluminio, como son su resistencia a la corrosión o su baja densidad, los elementos de aleación modifican su aptitud, mejorandola o empeorandola, frente a las solicitudes de servicio. En todas es una red cristalina cúbica centrada en las

caras, que se ve, más o menos, intensamente distorsionada, masivamente o no según la acción de los elementos aleantes. El endurecimiento en las aleaciones de aluminio de forja pasa por agriar su estructura mediante tratamientos térmicos de bonificado, que en su fase de maduración (natural o artificial) desarrolla un precipitado más o menos coherente con la matriz, que según el caso y conveniencia será de mayor o menor tamaño, y que produce una activa distorsión de la matriz de aluminio.

Los precipitados más universalmente utilizados son el Al_2Cu , Mg_2Si y Zn_2Mg . Según se puede comprobar en el Anexo I, depende de la línea de "solvus" para las zonas de Guinier-Preston el que sean más fácil o difícilmente endurecibles y que el proceso sea simple o duplex.

Como el mecanismo en todas es el mismo y su efecto final se consigue por los mismos métodos, siendo siempre común el efecto de la matriz, que es igual en todas - aluminio -, se puede prever que la naturaleza íntima en todos los casos sea la misma. Es posible, por tanto, esperar que se puedan establecer relaciones biunívocas entre características mecánicas de la misma especie. En materiales diferentes entre sí, aleaciones de distinta naturaleza química, esto no tiene porqué ocurrir; a una dureza igual, por ejemplo, no tienen porqué corresponder resistencias semejantes. Sin embargo en las aleaciones de aluminio de forja, como era lógico esperar, hemos podido comprobar que sí.

Incluso la respuesta a los ciclos térmicos de soldadura es muy semejante, siguiendo un modelo cualitativo idéntico, como hemos puesto de manifiesto con esta tesis.

Hemos seleccionado aleaciones cuyos comportamientos pueden suponer el mayor distanciamiento en este tipo de aleaciones, siendo los elementos endurecedores Al₂Cu y Zn₂Mg.

Se ha podido demostrar que el comportamiento mecánico después de la soldadura sigue un mismo modelo en ambas aleaciones. El que en una u otra aleación, para unas mismas condiciones de soldadura, la ZAC sea más o menos extensa depende de la naturaleza del elemento endurecedor (Al₂Cu y Zn₂Mg) y de la línea de "solvus" para las zonas Guinier-Preston.

Así, en el caso de la aleación 7015 T73, la ZAC es mucho más extensa que en el caso 2014 T6, incluso existe una zona de autoenvejecimiento (Figs. 35 a 40) natural durante el enfriamiento mayor para la primera. Esto es debido a la situación de la línea de solvus para las zonas Guinier-Preston que provoca fácilmente el autoemple en el caso de la aleación 7015 T73.

La mayor extensión de la ZAC en la 7015 T73 viene impuesta por la mayor conductividad térmica de esta aleación frente a la 2014 T6, lo que provoca gradientes térmicos más suaves. También la sensibilidad de la reacción de formación y disolución del

Zn₂Mg es mayor que para el Al₂Cu según sus líneas de solvus (Anexo I). La pérdida de características mecánicas en la parte de la ZAC contigua al BF es muy intensa en ambas aleaciones; puede suponer alrededor del 30%, lo que conlleva una discontinuidad mecánica apreciable.

Hemos podido comprobar y demostrar en esta investigación que las diferentes zonas producidas durante el soldeo -BF, ZAC y MB- sólo se ponen de manifiesto y se pueden perfilar correctamente mediante un perfil de dureza (Figuras 35 y 40) y nunca con ataque químico (Figuras 267 a 283) y el estudio metalográfico que no pueden definir los límites con exactitud. El ataque químico solamente pone de manifiesto ciertas zonas sensibilizadas químicamente durante el ciclo térmico de soldeo.

Por lo tanto, para delimitar la extensión de las diferentes zonas mecánicas es imprescindible un perfil de dureza. Solamente ante este perfil se pueden caracterizar y definir las diferentes propiedades mecánicas asociadas a las microestructuras resultantes.

Tampoco el estudio metalográfico puede trazar límites muy definidos, puesto que la transición de unas zonas a otras es imperceptible desde el punto de vista microestructural.

La ZAC es extremadamente compleja en estas aleaciones. Existe una pérdida de propiedades mecánicas resistentes en la

zona contigua al baño fundido, seguida de una meseta más o menos extensa (Figuras 35 a 40) dependiendo del tipo de aleación, hasta enlazar con las características mecánicas del MB.

Anterior a esta caída de características en las proximidades del MB hay una recuperación importante, dependiendo la extensión de la naturaleza de la aleación. Esta diferencia es bien notoria si analizamos el perfil de durezas de las aleaciones 7015 T73 y 2014 T6, siendo más notable para el caso de la citada en primer lugar.

La diferencia importante entre ambas aleaciones, en cuanto al perfil mecánico de la ZAC, es debida a la situación de las líneas de solvus para las zonas Guinier-Preston, que permite a la aleación 7015 T73 la posibilidad de autotemple en algunos tramos de su ZAC, en los que el ciclo térmico de soldadura posibilita esta reacción. Esto se ha podido demostrar de manera absoluta con el estudio de la aleación 7015 F, no tratada térmicamente, en la que queda de manifiesto una ganancia de características en la ZAC.

Hemos podido comprobar mediante el ensayo de tracción la relación directa entre el perfil de durezas y las características plásticas y resistentes.

Tanto con la toma de datos clásica, como mediante el método optoelectrónico, hemos podido correlacionar

cualitativamente la pérdida o ganancia de características tanto en el BF, como en la ZAC.

Queda patente que las zonas que presentan mayor dureza se corresponden con las más resistentes, y por tanto, con las que presentan menor alargamiento, o sea, menor plasticidad.

La fractura final se debería producir, como normalmente ocurre, en las zonas en las que el alargamiento es mayor, para la misma distribución de tensiones en la probeta utilizada en el ensayo de tracción. Cuando no ocurre, este hecho viene marcado por algunas singularidades microestructurales. Así, en el caso de la 2014 T6 existe la posibilidad de segregaciones en el límite del BF, lo que acarrea una gran fragilidad. También la porosidad y la presencia de impurezas aparecidas durante el ciclo térmico en el BF puede ser causa de fracturas no esperadas. De esta manera, a pesar de que en un gran porcentaje de ensayos en la aleación 2014 T6 el comportamiento mecánico fue el esperado durante todo el ensayo de tracción, el fallo mecánico se produjo en el límite del BF.

Hay una relación directa entre la microestructura de cada zona y las propiedades mecánicas que se derivan. En el BF se produce un ablandamiento debido a la fusión, la cual produce durante la solidificación una estructura de colada celular-dendrítica formada por estructuras de equilibrio. En el caso de la 2014 T6 la matriz es de aluminio con Al₂Cu en colonias de partículas de gran tamaño situadas en los espacios

inter-dendríticos (Figs. 269 a 272). Esta distribución confiere unas características mecánicas poco interesantes, plásticas, y a la vez de fragilidad por la situación, abundancia y tamaño de los cristales de Al₃Cu.

En la aleación 7015 T73 la situación es la misma descrita para la 2014 T6, pero la fase precipitada en la matriz de aluminio es el ZnMg (Figura 275).

El límite del BF con la ZAC es un lugar de transición importante donde se localizan impurezas y defectos arrastrados allí durante la fusión (Figuras 276 y 277). Por lo que no es extraño que sea el lugar privilegiado para la fractura.

La ZAC es una zona donde se pueden encontrar, en ambas aleaciones, todas las microestructuras posibles derivadas de tratamientos térmicos en estado sólido de estas aleaciones. Dependiendo de la distancia del BF, el ciclo térmico sufrido es diferente; lo que unido a la situación de las líneas de "solvus" para las zonas de Guinier-Preston en las dos aleaciones hace que aparezcan toda una variedad de estructuras (Figuras 276 a 281) (siempre teniendo en cuenta el perfil del ciclo térmico de soldeo), lo que hace a esta zona muy compleja desde el punto de vista microestructural y mecánico. El seguimiento del perfil de durezas se hace necesario para la interpretación de las diferentes microestructuras de la ZAC.

Que estamos tratando con un sistema sensible e interrelacionado entre propiedades mecánicas y microestructuras queda patente cuando se somete la unión soldada al ensayo de tracción. Todas las zonas, en las aleaciones estudiadas, muestran un endurecimiento cuando se las somete al ensayo de tracción (Figuras 35 a 40), lo cual confirma la relación entre la acritud obtenida por deformación plástica en frío y otros mecanismos de endurecimiento por tratamiento térmico, como queda reflejado en la bibliografía (Anexo I).

Según la resistencia mecánica, el alargamiento de las diferentes zonas es mayor o menor, como se preve con el perfil de durezas. Esto simplifica mucho de cara a un test mecánico rápido de la unión soldada. Con el perfil de durezas se tiene una información rápidamente traspasable a otras variables mecánicas más interesantes.

La utilización del ensayo Charpy nos ha reportado información complementaria interesante para prever el comportamiento mecánico de las soldaduras estudiadas. Hay que dejar claro que el ensayo Charpy puede aportar información extrapolable a otras condiciones, pero con difícil interpretación. La información sólo es verdaderamente válida para condiciones de servicio como las que define la norma correspondiente para este ensayo. Sin embargo, está muy generalizado extrapolar esta información a otras condiciones de ensayo, incluso cuando no existe el impacto. En esta investigación, siguiendo el mismo camino, se ha obtenido

información que ha quedado contrastada con otros ensayos y, por tanto creemos que tiene condiciones suficientes de verosimilitud. Así, hemos comprobado que la fractura se produce con mayor o menor absorción de energía dependiendo de la zona y de lo que se ha previsto con la dureza local y los alargamientos locales. La energía es mayor para zonas con mayor alargamiento local y por tanto con menor dureza según el perfil correspondiente.

¿ Se puede prever, por tanto, mediante este ensayo, el comportamiento mecánico frente a la fractura de estas uniones soldadas ?. Es mucho prever según nuestro criterio. Puede ser valido este hecho para condiciones muy particulares como las que se dan en este ensayo. Sin ser muy exigente, también se puede anticipar la energía necesaria para hacer propagar una grieta en cada una de las zonas y, por tanto, extrapolar que cada zona tiene un comportamiento más dúctil frente a un impacto. Es francamente difícil valorar los resultados de este ensayo, más si se trata de aplicarlo a materiales discontinuos estructurales y todavía más arriesgado extrapolar los resultados a una soldadura sometida a tensiones de tracción uniaxiales. Sin embargo, con todas las reservas, nos tomamos la licencia de hacerlo, máxime cuando son resultados complementarios de otros ensayos realizados en condiciones más claras, pudiéndose prever cual es el comportamiento a fractura de las distintas zonas de la unión.

A tenor de los resultados del ensayo Charpy, se puede concluir un comportamiento más frágil para el BF que para la ZAC (Fig. 265 y 266) debido, sobre todo a la aparición de precipitados de gran volumen en los espacios intercelular-dendríticos. Por otra parte, se requiere una mayor energía para provocar la rotura en la ZAC, siendo menor la cantidad cuando se favorece la decohesión de la ZAC con el BF (Probeta C, Figura 266).

En el caso del péndulo de Le Rolland Sorin, aunque las condiciones mecánicas están mejor establecidas, tampoco la información es fácilmente extrapolable. El ensayo de Le Rolland Sorin solo obtiene como dato el módulo de elasticidad, basándose en el período de oscilación del péndulo de referencia. La energía del péndulo motriz se transmite al péndulo receptor a través de la probeta. Es un hecho que este ensayo exige una excelente continuidad e isotropía del material, así como una geometría muy ajustada con una mínima tolerancia. En nuestro caso la continuidad e isotropía no existen puesto que se trata de materiales discontinuos estructurales. Sin embargo, hemos querido comprobar la información que se puede obtener por otros métodos. Esta información, como en el caso del Charpy, está contrastada con otros ensayos más ajustados a nuestras condiciones mecánicas.

El módulo de elasticidad nos proporciona información sobre la rigidez del material. Nosotros nos hemos basado en que la transmisión de la energía de los péndulos se haría a través del

material menos rígido, quedando inautable el de mayor módulo de elasticidad. Se trata, por tanto, de aplicar las mordazas de forma tal que dejen libres las zonas locales a examinar. Los resultados coinciden con los obtenidos por otros procedimientos (Figs. 263 y 264). Esto trae como consecuencia que un ensayo tan sencillo puede aportar información sobre algo tan complejo como una soldadura.

La información obtenida, aunque complementaria en nuestra investigación, no es desdeñable, puesto que del módulo de elasticidad se puede sacar información mecánica muy valiosa para la construcción.

Los resultados obtenidos mediante la aplicación del método optoelectrónico al registro del ensayo de tracción han sido corroborados por los demás ensayos realizados en esta investigación. El sistema ha demostrado ser fiable y de una gran versatilidad en el seguimiento del comportamiento mecánico local zonal de una unión soldada sometida a tracción uniaxial. El disponer de un herramienta como ésta permite caracterizar mecánicamente las distintas zonas dentro de una soldadura, particularmente cada zona dentro de la ZAC.

Una gran ventaja lo constituye el hecho de poder registrar simultáneamente lo que ocurre localmente en todas las zonas de la unión soldada en un solo ensayo. La sencillez del método, tanto por sí, como por la preparación de las probetas, unido a la posibilidad de emplear cualquier máquina de tracción junto

con sus accesorios, lo convierte en ideal, sobretodo cuando se requiere realizar un gran número de ensayos. Complicados montajes, por ejemplo con extensómetros, quedan totalmente desbancados por la sencillez y posibilidades de este sistema.

Materiales discontinuos estructuralmente y tan heterogéneos, en cuanto a propiedades mecánicas como las uniones soldadas, pueden ser facilmente caracterizados gracias, también, al programa informático que complementa al equipo de recogida de datos. Dicho programa permite analizar, incluso aisladamente, zonas diferentes de la probeta y partes distintas del ensayo de tracción, prestando atención solamente, por ejemplo, al campo elástico. Pueden calcularse y relacionarse entre sí las principales propiedades mecánicas de cualquier material.

VII.- CONCLUSIONES

VII.- CONCLUSIONES

- 1.- Los perfiles de dureza son los que establecen las diferentes zonas mecánicas existentes en la soldadura de las aleaciones de forja tratables térmicamente. Estas zonas no coinciden exactamente con las que se definen mediante ataque metalográfico.

- 2.- La Zona Afectada por el Calor en estas aleaciones es muy compleja, desde el punto de vista mecánico, observándose tres zonas bien diferenciadas y que enumeradas en sentido del Baño Fundido al Material Base son:
 - A.- Zona de ganancia de características mecánicas resistentes, frente al BF, por autotemple.
 - B.- Zona de pérdida de características mecánicas resistentes por fuerte sobreenviejimiento.
 - C.- Zona de ganancia paulatina de características mecánicas resistentes.

- 3.- Dentro de la ZAC, la zona de ganancia de características mecánicas, contigua al BF, puede ser más o menos extensa, con forma de meseta en la serie 7xxx. Su extensión depende de la capacidad de autotemple relacionada con la situación de las líneas de "solvus" para las zonas de Guinier-Preston y de la

conductibilidad térmica para las mismas condiciones de soldeo.

- 4.- La zona de la ZAC que presenta una intensa pérdida de propiedades mecánicas se explica por un fuerte sobreenvejecimiento debido a la alta temperatura sufrida y al tiempo de permanencia en ella. Es la zona con peores características mecánicas resistentes.
- 5.- De los resultados obtenidos para los alargamientos zonales locales se deduce que el comportamiento plástico máximo se obtiene siempre para la ZAC, con un fuerte grado de sobreenvejecimiento, que coincide con la zona de peores características mecánicas resistentes, mientras que el mínimo se corresponde con los límites del BF.
- 6.- Del estudio zonal local realizado sobre la distribución de propiedades mecánicas resistentes y plásticas se deduce que la zona más sensible a la fractura es el BF y, con una alta frecuencia, el límite entre éste y la ZAC. La zona de fuerte sobreenvejecimiento de la ZAC es la que sigue en la probabilidad de una posible fractura.
- 7.- Es un hecho comprobado que durante el ensayo de tracción se produce un endurecimiento o ganancia de características resistentes por deformación plástica

en frío, sin pérdida importante de propiedades plásticas, proporcionalmente semejante en todas las zonas de las aleaciones soldadas. Esto prueba que este endurecimiento es ajeno a la existencia previa de un tratamiento térmico y se identifica, únicamente, con la aptitud característica de la matriz de aluminio ante este hecho.

8.- La selección de las aleaciones estudiadas en la presente investigación ha resultado un acierto, ya que han mostrado ser claros representantes de los dos tipos de comportamiento mecánico extremos del segmento constituido por las aleaciones de aluminio de forja tratables térmicamente. Por lo tanto, han resultado útiles para definir un modelo cualitativo de comportamiento mecánico.

9.- El método optoelectrónico desarrollado por el ICT ha resultado idóneo para la toma de datos y análisis del comportamiento mecánico de una soldadura sometida a un ensayo de tracción. Se ha podido registrar y analizar, simultáneamente, lo que ocurre localmente en todas las zonas de la unión soldada, tanto las propiedades mecánicas resistentes como las plásticas, en un solo ensayo.

10.- Los ensayos realizados con el péndulo Charpy y el péndulo Le Rolland-Sorin han servido para corroborar

el comportamiento mecánico zonal relativo estudiado mediante el método optoelectrónico. Con ambos se han conseguido modelos mecánicos sencillos ajustados a lo obtenido en tracción.

- 11.- El estudio metalográfico de la unión soldada ha confirmado la relación entre microestructura y propiedades mecánicas, confirmando que el BF constituye un punto de alta probabilidad para que se produzca la fractura, dada su estructura de colada celular-dendrítica, especialmente en el límite con la ZAC.
- 12.- Se ha adaptado el método optoelectrónico del ICT a materiales discontinuos estructurales como son las uniones soldadas de aluminio de forja tratables térmicamente.
- 13.- El método optoelectrónico permite la obtención de datos, tanto de deformación longitudinal como transversal, en una sólo operación. Es posible, además, el seguimiento de la distribución de las deformaciones durante el ensayo, y posteriormente visualizarlas en un ordenador.
- 14.- El método optoelectrónico ha probado su eficacia y ventajas frente a otros sistemas, en la toma de datos zonales locales en un ensayo de tracción. El montaje

experimental resulta sencillo y rápido, se puede adaptar a cualquier máquina de tracción convencional y se pueden emplear cualesquiera tipos de probetas y normas.

- 15.- El empleo de extensómetros y otros sistemas presupone una distribución constante de las deformaciones, lo cual no resulta totalmente correcto en materiales discontinuos, y mucho menos una vez sobrepasado el campo elástico. Por esta razón, los valores de alargamiento obtenidos por el método optoelectrónico resultan más fiables que los obtenidos por otros sistemas de registro, sobre todo teniendo en cuenta la gran discontinuidad estructural que supone una unión soldada.

VIII.- ANEXO I

VIII.- ANEXO I

El requisito básico para que una aleación sea endurecible por envejecimiento es que la solubilidad de uno o más de los elementos aleantes disminuya al descender la temperatura. El tratamiento térmico consta, normalmente, de tres fases ¹⁾.

La primera consiste en un tratamiento de solubilización a temperatura relativamente alta dentro de la región monofásica (zona A en la figura 284) con el fin de disolver los elementos aleantes. A continuación, un enfriamiento rápido o temple, normalmente a temperatura ambiente, para obtener una disolución sólida sobresaturada de estos elementos en el aluminio. Y por último, la descomposición controlada de la disolución sólida sobresaturada para formar un precipitado finamente disperso, que, normalmente, es envejecido durante periodos de tiempo convenientes a una o a veces a dos temperaturas intermedias.

La descomposición completa de una disolución sólida sobresaturada es un proceso complejo que puede constar normalmente de diversos pasos. Además de la fase de equilibrio, se forman, normalmente, zonas de Guinier-Preston (GP) y un precipitado intermedio.

Las zonas de Guinier-Preston son acumulaciones atómicas, ricas en soluto, ordenadas y con espesores que pueden llegar a uno o dos planos atómicos. Estas zonas conservan la

estructura de la matriz y son coherentes con ella, aún cuando pueden provocar deformaciones elásticas apreciables (Fig. 285). Su formación requiere un movimiento atómico a través de distancias relativamente cortas; es por esto que se encuentran finamente dispersas, alcanzando densidades que pueden llegar de 10^{17} a 10^{18} cm^{-3} . Según la aleación de que se trate, la velocidad y estructura resultante dependen, en gran medida, de la presencia de un exceso de vacantes, que también resultan "congeladas" por el temple.

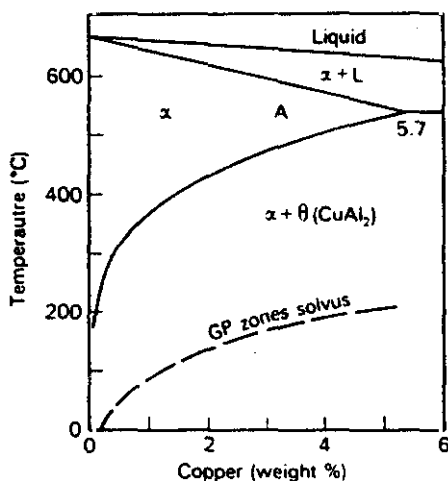
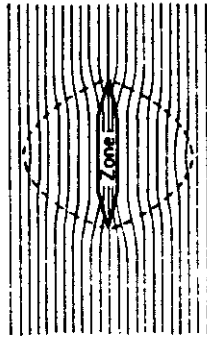


Figura 284.- Sección del Eutéctico del Diagrama de Fases del Al-Cu
Mostrando la Posición de la Línea de "Solvus". (Polmear ").



Matrix planes

Figura 285.- Representación de la Distorsión de la Estructura de la Matriz en las Cercanías de una Zona de Guinier-Preston. (Polmeur¹¹).

El precipitado intermedio, que, por lo regular, es mucho mayor que una zona de Guinier-Preston y sólo parcialmente coherente con los planos cristalinos de la matriz, tiene una composición definida y una estructura que puede diferir muy ligeramente de la del precipitado de equilibrio. En algunas aleaciones, los precipitados intermedios pueden nuclearse a partir de, o en las zonas de Guinier-Preston. En otras, estas fases nuclean heterogéneamente en defectos cristalinos, tales como dislocaciones. La precipitación de la fase final de equilibrio supone la pérdida total de coherencia con la red cristalina matriz. Se produce únicamente a temperaturas de

envejecimiento relativamente altas y, puesto que la dispersión es grosera, el endurecimiento resultante es escaso.

El máximo endurecimiento por envejecimiento se da en una aleación cuando existe una dispersión crítica de zonas de Guinier-Preston o de precipitados intermedios, o de ambos.

IX.1.- LÍNEA DE "SOLVUS" PARA LAS ZONAS GUINIER-PRESTON.

Un concepto importante es el de la línea de "solvus" para las zonas de Guinier-Preston, que puede ser representado como una línea metaestable en el diagrama de equilibrio (Fig. 284). Dicha línea señala el límite superior de temperatura de cara a la estabilidad de las zonas GP para distintas composiciones, aunque su localización precisa en el diagrama puede variar ligeramente con la concentración de vacantes en exceso. Las líneas de "solvus" pueden ser también determinadas para otros precipitados metaestables. La distribución de tamaños para las zonas GP varía con el tiempo de envejecimiento (Fig. 286). Existe una fuerte base experimental para el modelo propuesto por Lorimer y Nicholson según el cual, las zonas GP formadas por debajo de la temperatura correspondiente a la línea de "solvus" pueden actuar como núcleos para el siguiente paso del proceso de envejecimiento, normalmente el precipitado intermedio, siempre que hallan superado un tamaño crítico (d_c en la Fig. 286). Sobre la base de

este modelo, las aleaciones de aluminio se han clasificado en tres tipos.

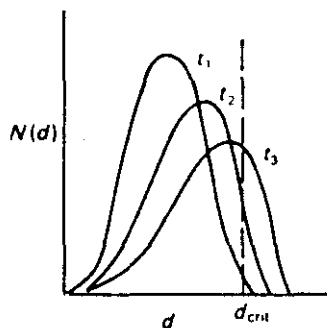


Fig. 286.- Representación de la Variación de la Distribución de Tamaños de las Zonas de Guinier-Preston con el Tiempo de Envejecimiento. (Polmeur¹¹).

i).- Aleaciones para las que, tanto la temperatura del baño de temple como la temperatura de envejecimiento están por encima de la línea de "solvus" para las zonas GP. Estas aleaciones muestran un endurecimiento muy escaso por envejecimiento dada la dificultad para la nucleación de un precipitado finamente disperso. Un ejemplo es el sistema Al-Mg en el que el temple produce un nivel de sobresaturación muy alto, pero en el que no se produce endurecimiento para contenidos de Magnesio por debajo del 5-6%.

ii).- Aleaciones para las que las dos temperaturas están por debajo de la línea de "solvus", por ejemplo las aleaciones Al-Mg-Si.

iii).- Aleaciones para las que la línea de "solvus" queda entre las dos temperaturas. Esta es la situación más normal en las aleaciones endurecibles por envejecimiento. Se puede mejorar el proceso provocando la nucleación de precipitados intermedios a partir de las zonas GP ya existentes con tamaños por encima de d_{GP} ; esto se consigue con tratamientos de envejecimiento en dos pasos o "duplex", que se aplican, actualmente, a ciertas aleaciones para mejorar sus propiedades. Esto es particularmente importante de cara a la resistencia a la tenso-corrosión de aleaciones de aluminio de alta resistencia.

IX.2.- ZONAS LIBRES DE PRECIPITADO EN LÍMITE DE GRANO.

En todas las aleaciones en las que se produce precipitación se dan zonas adyacentes al límite de grano mermadas en su contenido de precipitado. Estas zonas libres de precipitado (ZLP) se forman por dos razones: Primera, existe una estrecha banda (aproximadamente 50 nm) a ambos lados del límite de grano que esta mermada en su contenido de soluto debido a la rápida difusión de átomos de soluto hacia el límite, donde partículas relativamente grandes de precipitado

se están formando. La zona exterior de las zonas libres de precipitado aparece como resultado de la disminución en el número de vacantes hasta niveles por debajo de los requeridos para colaborar en la nucleación de precipitados a esa temperatura de envejecimiento. Se ha propuesto que la distribución de vacantes cerca del límite de grano puede tomar la forma mostrada esquemáticamente en la figura 287 (curva A) y que es necesaria una concentración crítica C_1 para que la nucleación del precipitado pueda ocurrir a la temperatura T_1 . La anchura de la ZLP puede ser modificada por las condiciones del tratamiento térmico.

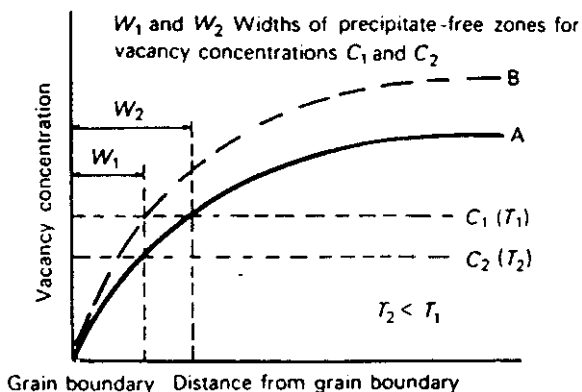


Figura 287.- Representación de los Perfiles de la Concentración de Vacantes Adyacentes al Límite de Grano en las Aleaciones Templadas. W_1 y W_2 son los Espesores de las ZLP Correspondientes a las Concentraciones de Vacantes C_1 y C_2 . (Polmear[®]).

Las zonas son más finas cuanto más altas son las temperaturas de solubilización y más rápidas las velocidades de enfriamiento, es decir, cuanto mayor es el contenido de vacantes en exceso (curva B en la figura 287). Las ZLP son también más finas cuanto menor es la temperatura de envejecimiento; esto se atribuye a la presencia de una concentración mayor de soluto, lo que se traduce en que los núcleos más pequeños se hacen más estables, reduciéndose, por tanto, la concentración crítica de vacantes requerida para que se produzca la nucleación (C_2 en la Figura 287). Sin embargo, la parte mermada de vacantes en una ZLP puede estar ausente en algunas aleaciones envejecidas a temperaturas por debajo de la línea de "solvus" de las zonas de Guinier-Preston, dado que éstas pueden nuclearse homogéneamente sin necesidad de vacantes.

IX.3.- MECANISMOS DE ENDURECIMIENTO.

Aunque los primeros intentos de justificar el endurecimiento por envejecimiento estuvieron limitados por la carencia de datos experimentales, se lograron postular dos conceptos fundamentales. Uno fue que el endurecimiento, o el aumento de la resistencia a la deformación experimentado por una aleación era el resultado del impedimento para el deslizamiento de planos cristalinos producido por la precipitación de partículas. El otro fue que el máximo endurecimiento estaba asociado a un tamaño crítico de

precipitado. Los modernos conceptos de endurecimiento por precipitación son básicamente un resultado de la integración de los antiguos con la teoría de las dislocaciones, dado que la resistencia de una aleación endurecida por envejecimiento está controlada por la interacción de dislocaciones en movimiento con los precipitados.

Los obstáculos al movimiento de las dislocaciones en estas aleaciones son, por un lado, las deformaciones internas alrededor de los precipitados, sobre todo de las zonas GP, y por otro lado, los propios precipitados. Con respecto a las primeras, se puede demostrar que el máximo impedimento al movimiento de dislocaciones, esto es el máximo endurecimiento, se puede esperar cuando el espaciado entre partículas es igual al radio de curvatura límite de las líneas de dislocación en movimiento, es decir, alrededor de 50 espaciados atómicos (10 nm). En esas circunstancias, el precipitado dominante en la mayoría de las aleaciones son las zonas GP coherentes. La microscopía electrónica de transmisión de alta resolución ha revelado que estas zonas son, de hecho, deformadas por las dislocaciones en movimiento. En definitiva, cada zona GP tiene en sí misma un pequeño efecto en el impedimento al movimiento de dislocaciones; el gran incremento en el límite elástico que estas zonas pueden originar se debe a su enorme número por unidad de volumen.

La deformación de las zonas GP aumenta el número de enlaces soluto-solvente en los planos de deslizamiento, tal y como se

refleja en la figura 288, de modo que el proceso de acumulación atómica tiende a invertirse. Para que este proceso ocurra, las tensiones actuantes deben ser mayores. La magnitud de dichas tensiones está controlada por factores tales como los tamaños relativos de los átomos involucrados o la diferencia de energías por falta de apilamiento entre la matriz y el precipitado. Este endurecimiento, denominado "químico", contribuye al proceso general de aumento de resistencia de la aleación.

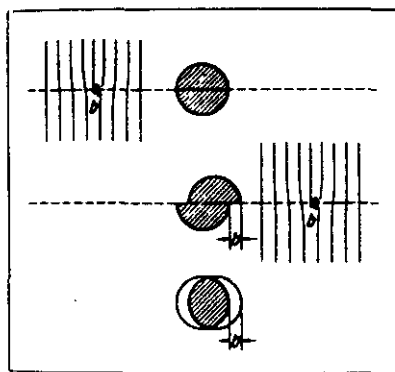


Figura 288.- Representación del Corte de una Partícula Fina, por ejemplo una Zona GP, mediante el Movimiento de una Dislocación. (Polmear ¹¹).

Una vez que las zonas GP son "cortadas", las dislocaciones continúan atravesando partículas en los planos activos de deslizamiento y el endurecimiento por trabajado es comparativamente pequeño. La deformación tiende a localizarse

sobre unos pocos planos de deslizamiento de modo que aparecen algunas bandas intensas que permiten a las dislocaciones apilarse sobre los límites de grano, como se muestra esquemáticamente en la figura 289. Esta microestructura puede empeorar algunas propiedades como son la resistencia a la fatiga y a la tenso-corrosión.

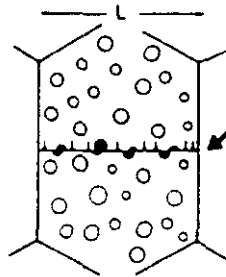


Figura 289.- Deformación de los Precipitados Finos Paralela a los Planos de Deslizamiento y Apilamiento de Dislocaciones sobre los Límites de Grano. (Polmeier ¹¹).

Sin embargo, si las partículas de precipitado son grandes y están muy espaciadas, pueden ser fácilmente sobrepasadas por las dislocaciones en movimiento, las cuales se arquean entre ellas y se recomponen mediante un mecanismo propuesto por Orowan (Fig. 290). Esto da lugar a que anillos de dislocaciones queden así rodeando a las partículas. El límite elástico

resultante es bajo, pero el nivel de endurecimiento por trabajado es alto y la deformación plástica tiende a extenderse más uniformemente a través de los granos. Esto es lo que ocurre con las aleaciones sobreenviejadas; el cambio en la típica curva de endurecimiento por envejecimiento en la que la resistencia aumenta con el tiempo de envejecimiento y luego disminuye ha sido asociado con una transición deformación-sobrepaso en la interacción dislocaciones-precipitados, como se muestra en la figura 291.

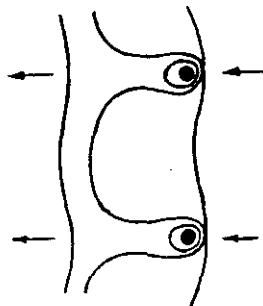


Figura 290.- Representación del Paso de Dislocaciones a través del Espaciado entre Partículas. (Polmear ¹⁰).

La formación de precipitados intermedios se ve acompañada del desarrollo de ZLP más anchas y adyacentes al límite de grano. Estas zonas son, relativamente, más blandas que la

matriz endurecida por envejecimiento y se deforman debido a la alta concentración de tensiones en los puntos triples de los límites de grano (Fig. 292), por lo cual pueden ser causa de la aparición de grietas.

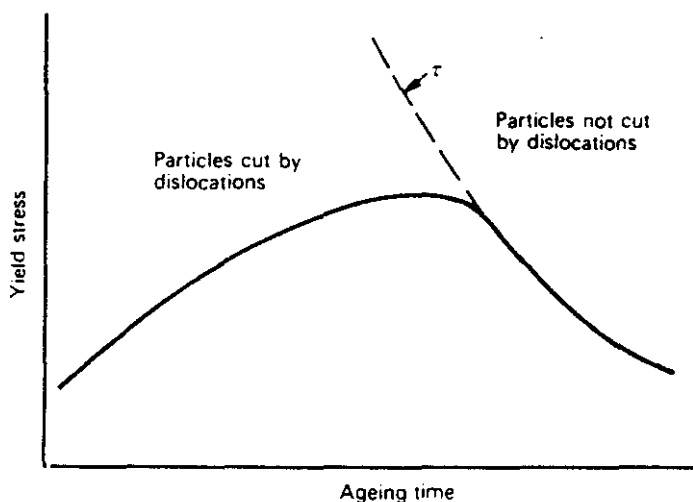


Fig. 291.- Representación de la Variación del Límite Elástico con el Tiempo de Envejecimiento para una Típica Aleación Endurecible. τ es la Tensión de Deformación Necesaria para Forzar las Dislocaciones entre las Partículas de Precipitado. (Polmear ⁴).

La situación más interesante surge cuando los precipitados presentes pueden resistir el efecto deformante de las dislocaciones conservando un espaciado tan pequeño como para

impedir ser sobrepasadas por ellas. Si éste es el caso, el movimiento de las líneas de dislocaciones solo sería posible si secciones pudieran pasar por encima o por debajo de cada partícula por un proceso como el de "deslizamiento cruzado". En este caso, son de esperar altos niveles de endurecimiento por precipitación. Lo normal es que los precipitados estén demasiado separados como para conseguir esa situación ideal; pero, recientes trabajos con tratamientos de envejecimiento duplex, por debajo y por encima de la línea de "solvus", han permitido lograr la dispersión de ciertos precipitados intermedios en algunas aleaciones comerciales que deben ser refinados para conseguir una mejora en las propiedades mecánicas.

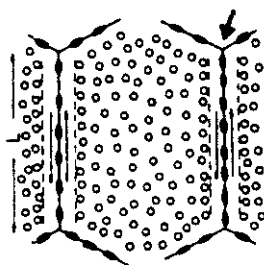


Figura 292.- Concentración de Tensiones en los Puntos Triples de los Límites de Grano Debido a la Presencia de Zonas Libres de Precipitado. (Polmear ¹¹).

Una segunda posibilidad es formar unas dispersiones duplex de precipitados, que constan de pequeñas partículas, muy juntas entre sí, que provocan un incremento en el límite elástico, además de otras partículas más grandes, que provocarán mayores grados de endurecimiento por trabajado y una distribución más homogénea de la deformación plástica.

Como ya hemos mencionado antes, son varias las aleaciones de aluminio que responden favorablemente a tratamientos de endurecimiento por envejecimiento. La elección de elementos aleanantes y de tratamientos térmicos adecuados permite aumentos en el límite elástico del aluminio de alta pureza de hasta 40 veces.

IX.- BIBLIOGRAFIA

IX. - BIBLIOGRAFIA

- (1).- Polmear, I.J., *Light Alloys. Metallurgy of the Light Alloys*, Edward Arnold Publishers Ltd., London, 1989.
- (2).- *Registration Board of International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminium and Wrought Aluminium Alloys*, Aluminium Association, New York, 1976.
- (3).- *Metals Handbook, Volume 2. Properties and Selection: Non-Ferrous Alloys and Pure Metals*, American Society for Metals, Ohio, 1979.
- (4).- *Aluminiumlegierungen*, Deutsches Institut für Normung (DIN), 1725, Teil 1, Feb, 1983.
- (5).- *Aluminiumlegierungen, Gusslegierungen, Sandguss, Kokillenguss, Druckguss*, Deutsches Institut für Normung (DIN), 1725, Blatt 2, Sep, 1973.
- (6).- *Bänder und Bleche aus Aluminium und Aluminium-Knetlegierungen mit Dicken über 0.35 mm*, Deutsches Institut für Normung (DIN), 1745, Teil 1, 2, Feb, 1983.

- (7).- *Bänder und Bleche aus Aluminium und Aluminium-Knetlegierungen mit Dicken über 0.35 mm, Kaltgewalzt Masse*, Deutsches Institut für Normung (DIN), 1783, Apr, 1981.
- (8).- Mondolfo, L.F., *Aluminium Alloys: Structure and Properties*, Butterworths, London, 1976.
- (9).- Hatch, J.E., *Aluminium. Properties and Physical Metallurgy*, American Society for Metals, Ohio, 1984.
- (10).- Baker, C., *Introduction to Aluminium Alloys*, Pergamon Press, Oxford, 1985.
- (11).- Altempohl, D., *Aluminium und Aluminiumlegierungen*, Springer - Verlag, Berlin, 1965.
- (12).- Varley, P.C., *The Technology of Aluminium and its Alloys*, Newnes Butterworths, London, 1970.
- (13).- Altempohl, D., *Aluminium. Viewed from within*, Aluminium Verlag, Düsseldorf, 1982.
- (14).- *Source Book on Selection and Fabrication of Aluminium Alloys*, American Society for Metals, Cleveland, 1978.
- (15).- *The Properties of Aluminium and its Alloys*, Aluminium Federation, Birmingham, 1973.

- (16).- ECCS, *European Recommendations for Aluminium Alloy Structures*, First Edition, 1978.
- (17).- *El Aluminio. El Metal, su Utilización, sus Aplicaciones*, Centro de Desarrollo de Aluminio (CEDAL), Madrid, 1968.
- (18).- Elustondo, J., *La Soldabilidad del Aluminio*, *Revista Técnica Metalúrgica*, 27-51, 1985.
- (19).- Hunsicker, H.Y., *Development of Al-Zn-Mg-Cu Alloys for Aircraft*, *Rosenhain Centenary Conference on the Contribution of Physical Metallurgy to Engineering Practice*, The Royal Society, London, Pp.245, 1976.
- (20).- Higgins, R.A., *Engineering Metallurgy. Part II. Metallurgical Process Technology*, Hodder and Stoughton Educational, Hong Kong, 1987.
- (21).- *Tempers for Aluminium Alloy Products*, Aluminium Association, New York, 1976.
- (22).- *Metals Handbook, Volume 4. Heat Treating*, American Society for Metals, Ohio, 1979.
- (23).- *Tratamiento Térmico de las Aleaciones de Aluminio*, Centro de Desarrollo de Aluminio (CEDAL), Madrid, 1968.

- (24).- Porter, D.A., Easterling, K.E., *Phase Transformations of Metal and Alloys*, Van Nostrand Rheinhold, Berkshire, 1981.
- (25).- Chadwick, G.A., *Metallography of Phase Transformations*, Butterworths & Co. Publishers Ltd., London, 1972.
- (26).- Conservo, M., Ageing Mechanisms and Hardening Structures in Age-hardenable Aluminium Alloys, *Aluminio E. Nuova Metallurgia*, 39, 515, 1970.
- (27).- Reed Hill, E.R., *Principios de Metalurgia Fisica*, CECSA, Mexico, 1980.
- (28).- Guy, G., Hrey, J., *Elements of Physical Metallurgy*, Addison-Wesley Publishing Company, Massachusetts, 1974.
- (29).- Martin, J.W., *Precipitation Hardening*, Pergamon Press, Oxford, 1968.
- (30).- Davies, D.J., Oelman, L.A., *Structure, Properties and Heat Treatments of Metals*, Pitman, New York, 1983.
- (31).- Mukae, S., Katoh, M., Nishio, K., Araki, K., Development of Eutectic and Change of Hardness of TIG Weld Metals of Al-Cu Alloys, *Journal Light Metals Welding Construction*, 27, (12), 18-24, Dec., 1989.

- (32).- Varchavsky, A., Donoso, E., Estudio Calorimétrico de una Aleación de Al-Zn-Mg. Parámetros de Disolución de Precipitados, *Review Latinoamericana de Metales y Materiales*, 2, (2), 125-129, 1989.
- (33).- Papastaikoudis, C., Kanakis, C., Papathanassopoulos, The Influence of Guinier-Preston Zones on the Low Field Hall Coefficient of Al-Cu Alloys, *Materials Science Engineering*, 96, 197-204, Dec., 1987.
- (34).- Fulikawa, S., Akutsu, Y., Hirano, K., Kinetic Studies of the Precipitate-Free Zones in Al-Ag y Al-Zn-Mg Alloys, *Report of the Research Group for Rapid Solidification of Aluminium Alloys*, Light Metal Educational Foundation, 247-252, 1987.
- (35).- Furukawa, M., Wang, H., Nemoto, M., Precipitation Hardening of Al-0.5Zn Alloy, *Journal Light Metals*, 40, (1), 20-26, Jan., 1990.
- (36).- Irmann, R., *La Fonderie D'Aluminium en Sable et en Coquille*, Verlag der Aluminium Zentrale E.V., Paris, 1957.
- (37).- Flinn, R.A., *Fundamentals of Metal Casting*, Addison-Wesley, Reading, Massachussets, 1963.

- (38).- Webster, P.D., *Fundamentals of Foundry Technology*, Portcullis Press Ltd., Redhill, 1980.
- (39).- *Calderería de Aluminio*, Centro de Desarrollo del Aluminio (CEDAL), Madrid, 1967.
- (40).- Harris, J.N., *Mechanical Working of Metals: Theory and Practice*, Pergamon Press, Oxford, 1983.
- (41).- Julve, E., *Recubrimientos Electrolíticos Brillantes*, Cedel, Barcelona, 1963.
- (42).- King, R.G., *Surface Treatment and Finishing of Aluminium*, Pergamon Press, Oxford, 1986.
- (43).- Wrangler, G., *An Introduction to Corrosion and Protection of Metals*, Chapman and Hall, New York, 1985.
- (44).- Brace, A.W., Sheasby, P.G., *The Technology of Anodizing Aluminium*, Technocopy Limited, Glos, 1978.
- (45).- Donovan, P.D., *Protection of Metals from Corrosion in Storage and Transit*, Ellis Hordwood Publisher, Chischester, 1986.
- (46).- Tomashov, N.D., *Theory of Corrosion and Protection of Metals*, McMillan Company, New York, 1966.

- (47).- Gabe, D.R., *Fundamentos del Tratamiento y Protección de Superficies Metálicas*, Alhambra, Madrid, 1975.
- (48).- Lane, J., *New Techniques Bring Greater Colour Range to Anodised Aluminium*, *Metals and Materials*, 2, (3), 157-158, Mar., 1986.
- (49).- Polmear, I.J., *Post-Weld Surface Treatements to Improve Fatigue Properties of Aluminium Weldements*, *Australian Welding Journal*, 31, (1), 5-9, 1986.
- (50).- West, E.G., *Aluminium - The First One Hundred Years*, *Metals and Materials*, 2, (3), 124-129, Mar., 1986.
- (51).- Ashby, M.F., Jones, D.H., *Engineering Material 1. An Introduction to their Properties and Applications*, Pergamon Press, Oxford, 1980.
- (52).- Ashby, M.F., Jones, D.H., *Engineering Material 2. An Introduction to Microstructures, Procesing and Desing*, Pergamon Press, Oxford, 1987.
- (53).- Ignatev, V.G., *Manufacture of Subway Car Bodies from Aluminium Alloys*, *Autom. Svarka*, 33, (4), 195-203, Apr., 1984.

- (54).- Bax, H., El Aluminio - Un Material Económico como Conductor en las Redes de Distribución de Energía, *Revista de Metalurgia*, 7, (5), 381-389, Sep-Oct., 1971.
- (55).- Atzori, C., Belcredi, E., Joining Technologies for Aluminium Alloys in Naval Applications, *Lamiera*, 25, (1), 70-76, Jan., 1978.
- (56).- Geridonmez, O., Welding Thick-Walled Aluminium Tanks for Liquid Gas - An Example of the Method, *Praktiker*, 33, (12), 316-318, 1981.
- (57).- Bönisch, M., ICE Centre Trailer - A Welded Structure of Wrought Aluminium Alloy, *Schweissen Schneiden*, 37, (9), 471-475, Sep., 1985.
- (58).- Krüger, U., Nogossek, P.W., Weldability of Light Metals for Aircraft and Space and Rail Vehicles, *Metall*, 41, (8), 819-821, 1987.
- (59).- Lavernia, E.J., Grant, N.J., Review. Aluminium-Lithium Alloys, *Journal of Materials Science*, 1521-1529, 1987.
- (60).- Peel, C.J., The Development of Aluminium Lithium Alloys: An Overview, *New Light Alloys*, AGARD Conference, Oct., 1990.

- (61).- Sarke, E.A.Jr., Quist, W.E., *The Microstructure and Properties of Aluminium-Lithium Alloys, New Light Alloys, AGARD Conference, Oct., 1990.*
- (62).- Flower, H.M., Gregson, P.J., *Solid State Phase Transformations in Aluminium Alloys Containing Lithium, Materials Science and Technology, 3, Feb., 1987.*
- (63).- Godard, H.P., *Corrosion of Light Metals, Wiley, New York, 1967.*
- (64).- Evans, U.R., *The Corrosion and Oxidation of Metals: Scientific Principles and Practice Applications, Edward Arnold, London, 1960.*
- (65).- Evans, U.R., *The Corrosion and Oxidation of Metals: First Supplementary Volumen, Edward Arnold, London, 1968.*
- (66).- Evans, U.R., *The Corrosion and Oxidation of Metals: Second Supplementary Volumen, Edward Arnold, London, 1976.*
- (67).- West, J.M., *Basic Corrosion and Oxidation, Ellis Horwood Publisher, Chischester, 1986.*
- (68).- Uhlig, H.H., *Corrosión y Control de la Corrosión, Urmo, Bilbao, 1963.*

- (69).- Feliú, S., Morcillo, M., *Corrosión y Protección de los Metales en la Atmosfera*, Ed. Bellaterra, 1982.
- (70).- Uhlig, H.H., *Corrosion and Corrosion Control: An Introduction to Corrosion Science and Engineering*, John Wiley and Sons, New York, 1985.
- (71).- Tylecotte, R.F., *The Solid Phase Welding of Metals*, Edward Arnold, London, 1968.
- (72).- Schwarta, M.M., *Modern Metal Joining Techniques*, John Wiley and Sons, London, 1969.
- (73).- Maddox, S.J., Webber, D., *The Effect of Tensile Residual Stresses on the Fatigue Strength of Transverse Fillet Welded Al-Zn-Mg Alloy*, *Fatigue of Welded Constructions*, 7-9, Apr., 1987.
- (74).- Uekado, M., Okazadi, S., Kiyoshige, M., Tsujimot, K., *The Effect of Copper Addition on Stress Corrosion Cracking in Welds of Al-Zn-Mg Alloys*, *Kawasaki Heavy Industries, Journal Society Materials Science*, 37, (412), 36-42, Jan., 1988.
- (75).- Tweeddale, J.G., *Welding Fabrication*, 3 Vol., Butterworth. London, 1969.

- (76).- *Guide for Aluminium Hull Welding*, American Welding Society, Pp 65, 1990.
- (77).- Easterling, K., *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*, Butterworth, London, 1983.
- (78).- Andrews, D.R., *Soldering, Brazing, Welding and Adhesives*, Institution of Production Engineers, 1978.
- (79).- Nikolaev, G., Olshansky, N., *Advanced Welding Processes*, MIR Publishers, Moscow, 1977.
- (80).- *Schweißnahtvorbereitung, Fugenformen an Aluminium und Aluminium-Legierungen, Gasschweißen und Schutzgasschweißen (Weld Preparation, Groove Forms for Aluminium and Aluminium Alloys, Gas Welding and Gas-Shield Arc Welding)*, Deutsches Institut für Normung (DIN), 8552, Teil 1, Mai, 1981.
- (81).- Kossowsky, R., Glicksman, M.E., *Physical Metallurgy of Metal Joining*, The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, 1978.
- (82).- Kenyo, W., *Welding and Fabrication Technology*, Pitman Book Ltd., London, 1982.
- (83).- Houlcroff, P.T., *Welding Processes*, Oxford University Press, Oxford, 1975.

- (84).- Horwitz, H., *Welding: Principles and Practice*, Houghton Mifflin Company, Boston, 1979.
- (85).- Mohler, R., *Practical Welding Technology*, Industrial Press Inc., New York, 1983.
- (86).- Constantine, H.C., Practical Aspects of Welding Aluminium and Its Alloys. (I), *Aluminium Industrie*, 5, (4), 18, 32-34, July, 1986.
- (87).- Constantine, H.C., Practical Aspects of Welding Aluminium and Its Alloys. (II), *Aluminium Industrie*, 5, (5), 26, 28-32, Sep-Oct, 1986.
- (88).- Ruge, J., Lutze, P., Nörenberg, K., Suitability of Aluminium Pressure Die Castings for Plasma and Electron Beam Welding. Degasification Mechanisms and Weld Quality, *Schweissen Schneiden*, 41, (7), 327-332, July, 1989.
- (89).- Sthalekar, S.N., TIG Welding of Aluminium, *Indian Institute of Metals*, 312-318b, 1985.
- (90).- Pitt, R.S., Welding of Aluminium and its Alloys, *Aluminium - The First Hundred Years*, *Metal Industry Foundry Trade Journal*, 37-38, Mar., 1986.

- (91).- Banino, G., Tacchino, E., Material Properties of 2219 T851 Aluminium Alloy Plasma Welded Compared to Tig Welding, *Aeritalia*, Pp.6, 1989.
- (92).- Ryazantsev, V.I., Slavin, G.A., Roshchina, A.S., The Manual Helium TIG-Welding of Aluminium Alloys, *Avt. Svarka*, 11, 60-61, 1983.
- (93).- Mallory, L.C., Orr, R.F., Wells, W., Effect of Anodizing on Laser Welding of Aluminium, CANMET, National Research Council of Canada, Laser Materials Process III, *The Minerals, Metals and Materials Society*, 123-134, 1989.
- (94).- Welding of Aluminium and its Alloys, *Welding Metal Fabric*, 53, (7), 293-295, Oct., 1985.
- (95).- Kobayashi, T., Progress of Aluminium Alloy Welding, *Journal Japanese Institute of Light Metals*, 35, (10), 597-607, Oct., 1985.
- (96).- Abis, S., Di Russo, E., Problems with the Use of 7000 Series Alloy Plates in Transport Applications, *Welding Industry*, 4, (5), 378-384, 1990.
- (97).- Kou, S., Le, Y., Welding Parameters and the Grain Structure of Weld Metal, *Metallurgical Transactions*, 19A, (4), 1075-1082, April, 1988.

- (98).- Luyendijk, T., Vennekens, R., The Welding of Non-Ferrous Alloys, *Lastechniek*, (1), 16-22, Jan, 1986.
- (99).- Herden, G., Welding Methods and Welding Products, *Schwesstecnik*, 39, (5), 221-232, 1989.
- (100).- O'Brien, J.M., Titus, W.J., Arc Cleaning for Joining Aluminium, *Society of Automotive Engineers*, Pa. USA 15096, Pp.7, 1983.
- (101).- K.D., Departamento Técnico, La Soldadura de Aluminio y sus Aleaciones por el Proceso Eléctrico, *Mantenimiento*, Mayo-Junio, 1990.
- (102).- Zibic, M., TIG Welding. Fundamental Characteristics of the Process, *Zavarivanje*, 28, (3), 161-166, 1985.
- (103).- Nordmark, G.E., Dickerson, P.B., Herbein, Montemarano, T.W., Discontinuities in Aluminium Weldments. Should They Be Repaired?, *Fatigue of Welded Constructions*, 435-444, 1988.
- (104).- Mattson, S., Welding of Aluminium, *Svetsen*, 43, (3), 11-13, June, 1984.

- (105).- Budnik, V.P., Research into the Possibility of the Manual Helium TIG-Welding of Aluminium Alloys, *The II All-Union Conference on the Welding of Non-Ferrous Metals*, 52-54, Oct., 1982.
- (106).- Rabkin, D.M., The Arc Welding of Aluminium and Its Alloys, *Moscow Mashinostroenie*, 95, 1982.
- (107).- Ryazantsev, V.I., Tolkachev, Y.R., Slavin, G.A., Examination of the Effect of Arc Welding Methods on the Light-shadow Image on Radiographs of Welded Joints in Aluminium Alloys, *Svar. Proiz.*, 2, 20-22, 1986.
- (108).- Yasuda, K., Hinata, T., Miyamoto, S., Key Hole Welding of Aluminium Plate Using TIG Welding Process, *Transactions of the Japan Welding Society*, 12, (2), Oct., 1981.
- (109).- Wettinck, E., Weldability of Aluminium and Aluminium Alloys, *Review Soudure_Lastijdschr.*, 46, (3), 34-43, 1990.
- (110).- Craig, E., The Plasma Arc Process - A Review, *Welding Journal*, 67, (2), 19-25, 1988.

- (111).- Stoop, B.T.J., The Influence of a Number of Welding Parameters of the Solidification Structure of Tungsten-Inert-Gas (TIG) Welded Aluminium Alloys. Thesis, Technische Hogeschool Delft, Pp. 64, Nov, 1985.
- (112).- Stoop, B.T.J., Luyendijk, T., Den Ouden, G., Structure and Properties of GTA Welds in Aluminium Alloys, *Welding and Metal Fabrication*, 420-423, Oct., 1989.
- (113).- Reichelt, W.R., Evancho, J.W., Hoy, M.G., Effect of Shielding Gas on Gas Metal Arc Welding of Aluminium, *Welding Journal*, 58, 147-155, 1980.
- (114).- Van der Goes, J.T., Welding of Aluminium and Aluminium Alloys, *Aluminium*, 2, (4), 16-23, July, 1987.
- (115).- Sharapov, M., Eryshev, O., Kurazhev, A., Makarov, A., Fracture of the Alumina Film in Welding with a Penetrating Arc, *Welding Products*, 31, (9), 5-6, Sept, 1984.
- (116).- Armstrong, K., Pulsed TIG Welding of Aluminium, *Aluminium Industrie*, 9, 1, 25-26, Feb.-Mar., 1990.
- (117).- Katoh, S., Pulsed TIG Welding of Aluminium, *Journal Light Metals Welding Construction*, 27, (1), 166-176, 1989.

- (118).- Muncaster, P.W., Precision Pulsed TIG Welding, *Precision Systems*, 8, (6), 303-310, Nov., 1989.
- (119).- Van der Torre, D., The Choice of a Welding Process, *Soudage Technologie Connexes*, 38, (9-10), 365-373, Sep-Oct, 1984.
- (120).- Watanabe, T., Marumoto, H., A Study of Electrode Negative TIG Arc Welding of Aluminium Alloys, *Advanced Welding Processes*, 4, 171-179, 1978.
- (121).- Leupp, J., Maitland, A., Plasma Keyhole Welding of High Strength Aluminium Alloys, *The Institute of Metals*, 516-520, 1986.
- (122).- Workman, G.M., Nicholas, E.D., Friction Welding Aluminium and Its Alloys to Various Metals, *Metals and Materials*, 2, (3), 138-140, Mar., 1986.
- (123).- Matsumoto, J., Kobayashi, M., Hotta, M., Yosetsu, K., Weldabilities of 2017, 2024 and 2219 Alloys, *Journal Light Metals Welding Construction*, 23, (12), 529-550, Dec., 1985.
- (124).- Viswanathan, N., Sundarajan, S., A Study on the Effect of Weld Parameters on Mechanical Properties of Heat Treatable Al-Mg-Si Alloy, *Indian Institute of Metals*, 714-723, 1985.

- (125).- Altshuller, B., Ryvola, M., Aluminium Weldement Metallography, Metallography and Interpretation of Weld Microstructures, ASM International, 133-151, 1987.
- (126).- Sajedur Rahman, M., Polmear, I.J., Solute Segregation in "White Zones" of Welded Aluminium Alloys, Zeitschrift für Metallkunde, 74, 733-736, 1983.
- (127).- Sajedur Rahman, M., Cordier, H., Polmear, I.J., Solute Segregation and "White Zone" Cracking in a Weldable Al-Zn-Mg Alloy, Zeitschrift für Metallkunde, 73, 589-593, 1982.
- (128).- Cordier, H., Schippers, M., Polmear, I.J., Microstructure and Intercrystalline Fracture in a Weldable Al-Zn-Mg Alloy, Zeitschrift für Metallkunde, 68, 280-284, 1977.
- (129).- Dieter, G.E., Mechanical Metallurgy, McGraw Hill Book Co., New York, 1986.
- (130).- Luchesi, D., Ensayos Mecánicos de los Materiales Metálicos, Labor S.A., Barcelona, 1973.
- (131).- Higdon, A., Mechanics of Materials, John Wiley and Sons, New York, 1985.
- (132).- Simons, E.N., The Testing of Metals, David and Charles, Plymuth, 1972.

- (133).- Davis, H.E., *The Testing of Engineering Materials*, McGraw Hill Book Co., New York, 1983.
- (134).- *Standard Methods of Tension Testing of Metallic Materials*, American National Standard (ANSI/ASTM), E8-79, 1979.
- (135).- *Prüfung Metallischer Werkstoffe, Zugproben*, Deutsches Institut für Normung (DIN), 50125, März, 1986.
- (136).- *Prüfung Metallischer Werkstoffe, Härteprüfung nach Rockwell, Verfahren C, A, B, F, N, und T*, Deutsches Institut für Normung (DIN), 50103, Teil 1 und 2, März, 1984.
- (137).- *Prüfung Metallischer Werkstoffe, Technologischer Biegeversuch (Technological Bending Test)*, Deutsches Institut für Normung (DIN), 50111, Nov., 1984.
- (138).- *Prüfung Metallischer Werkstoffe, Zugversuch ohne Feindehnungsmessung an Blechen, Bändern oder Streifen mit einer Dicke unter 3 mm. (Tensile Test on Sheet or Strip Less than 3 mm. Thick, not Using an Extensometer)*, Deutsches Institut für Normung (DIN), 50114, Aug., 1981.

- (139).- Prüfung Metallischer Werkstoffe, Härteprüfung nach Brinell, Deutsches Institut für Normung (DIN), 50351, Feb., 1984.
- (140).- Prüfung Metallischer Werkstoffe, Technologischer Biegeversuch an Schweißverbindungen und Schweißplattierungen, Schmelzschweißverbindungen (Technological Bending Test on Welded Joints and Weld Platings), Deutsches Institut für Normung (DIN), 50121, Teil 1 und 3, Jan., 1978.
- (141).- Prüfung Metallischer Werkstoffe, Kerbschlagbiegeversuch (Testing of Metallic Materials, Notched Bar Impact Bending Test), Deutsches Institut für Normung (DIN), 50115, Feb., 1975.
- (142).- Prüfung Metallischer Werkstoffe, Kerbschlagbiegeversuch an Schweißverbindungen, Probenlage und Kerblage (Impact Test on Welded Joints, Specimen and Nocht Positions), Deutsches Institut für Normung (DIN), 50122, Aug., 1984.
- (143).- Prüfung Metallischer Werkstoffe, Härteprüfung an Schweißungen, Querschliff an Verbindungsschweißungen (Hardness Test on Welds, Transverse Sections of Joint Welds), Deutsches Institut für Normung (DIN), 50163, Apr., 1982.

- (144).- Prüfung von Nichteisenmetallen, Zugversuch an Schweißverbindungen (Tensile Test on Welded Joints), Deutsches Institut für Normung (DIN), 50123, Apr., 1977.
- (145).- Soetens, F., Welded Connections in Aluminium Alloy Structures, Heron. TNO - Institute for Building Materials and Structures, 32, (1), 1987.
- (146).- Kato, M., Kerr, H.W., Yosetsu, K.K., Investigation of Heat-Affected Zone Cracking of TIG Welds of Aluminium-Magnesium-Silicon Alloys Using the Vareststraint Test, Journal Light Metal Welded Constructions, 24, (10), 453-462, 1986.
- (147).- Yosetsu, K.K., Mechanical Properties of Work Hardened 5083 Alloy Welded Joints, Journal Light Metal Welded Constructions, 26, (4), 145-158, 1988.
- (148).- Paton, B.E., Utkin V.F., Nedoseka A.Y., Strength Prediction of Welded Structures by Statistical Methods, Razrusheniya Svatnykh Konnstr., 7, 1-12, 1988.
- (149).- Eisenreich, N., Fabry, K., Geissler, A., Kugler, H.P., Messung der Querkontraktionszahl an Kunststoffen in Hinblick auf die Beurteilung der Füllstoffhaftung, Tagung Werkstoffprüfung, Deutscher Verband für Materialprüfung, 401-408, 1985.

- (150).- Eisenreich, N., Geissler, A., Kugler, H.P., Weinkötzt, Ch., Volume Change Measurements of Filled Polimers Due to Humidity Changes, *Proceedings - Institute of Environmental Sciences, Texas, 1986.*
- (151).- Eisenreich, N., Fabry, K., Geissler, A., Kugler, H.P., Tensile Test of Solid Propellants by the Use of Optical Techniques, *Proceedings - Institute of Environmental Sciences, Texas, 1985.*
- (152).- Eisenreich, N., Fabry, K., Fischer, A. Geissler, A., Kugler, H.P., Sinn, F., Strain Distribution in the Uniaxial Tensile Test up to High Strain Rates, *Propellants, Explosives, Pyrotechnics, 12, 101-104, 1987.*
- (153).- Kugler, H. P., Stacer, R.G., Steimle, C., Direct Measurement of Poisson's Ratio in Elastometers, *Rubber Chemistry and Technology, 63, (4), Sep-Oct., 1990.*
- (154).- Kugler, H.P., Eisenreich, N., Geissler, A., Fabry, K., Fraunhofer-Gesellschaft zur Förderung der Angewandten Forschung, *Verfahren und Vorrichtung zum Messen der Längsdehnung von Materialien unter Spannung, Patentschrift DE 35 09 163 C 2, Bundesrepublik Deutschland, 1986.*

- (155).- Kugler, H.P., Geissler, A., Eisenreich, N., Fabry, K.,
Fraunhofer-Gesellschaft zur Förderung der Angewandten
Forschung, *Verfahren und Anordnung zur Untersuchung
einer Probe unter Zug*, Europäische Patentschrift
O 194 354 B1, Europa, 1989.
- (156).- Kugler, H.P., Eisenreich, N., Geissler, A., Fabry, K.,
Fraunhofer-Gesellschaft zur Förderung der Angewandten
Forschung, *Verfahren und Vorrichtung zum Messen der
Längsdehnung von Materialien unter Spannung*,
Patentschrift DE A 2 417 232, Bundesrepublik
Deutschland, 1986.
- (157).- Kugler, H.P., Eisenreich, N., Geissler, A., Fabry, K.,
Fraunhofer-Gesellschaft zur Förderung der Angewandten
Forschung, *Verfahren und Vorrichtung zum Messen der
Längsdehnung von Materialien unter Spannung*,
Patentschrift DE A 2 749 836, Bundesrepublik
Deutschland, 1986.
- (158).- Kugler, H.P., Eisenreich, N., Geissler, A., Fabry, K.,
Fraunhofer-Gesellschaft zur Förderung der Angewandten
Forschung, *Method for the Measurement of Elongations in
Materials under Strength*, Patent GB A 892 432, Great
Britain, 1986.

- (159).- Kugler, H.P., Eisenreich, N., Geissler, A., Fabry, K.,
Fraunhofer-Gesellschaft zur Förderung der
Angewandten Forschung, *Méthode de Mesure des
Élongations dans les Matériaux sous Tension*,
Patent FR B 322 372, France, 1986.
- (160).- Kugler, H.P., Eisenreich, N., Geissler, A., Fabry, K.,
Fraunhofer-Gesellschaft zur Förderung der Angewandten
Forschung, *Method for the Measurement of
Elongations in Materials under Strength*, Patent
Abstract of Japan JP A 60 33028, Japan, 1985.
- (161).- Kugler, H.P., Eisenreich, N., Geissler, A., Fabry, K.,
Fraunhofer-Gesellschaft zur Förderung der Angewandten
Forschung, *Method and Apparatus for Investigation a
Sample under Tension*, United States Patent 4,719.347,
United States, 1985.
- (162).- Martínez, J.A., Eisenreich, N., Fabry, K., Kugler,
H.P., Criado, A.J., Hierro, P., Otero, E.,
Ortsaufgelöste Untersuchung der Verformung von
Lichtbogenverschweißten Al-5Cu-Legierungen im
Zugbereich, *Environmental Testing in the 90's*,
20th International Annual Conference of ICT,
76-1/76-10, Juni, 1989.

(163).- Martínez, J.A., Criado, A.J., Eisenreich, N., Kugler, H.P., Romero, M.A., Otero, E., Alonso, M., Martínez, T., Study of the Local Behaviour of a Welded Joint in an Al-Zn-Mg Alloy in a Tensile Test by the Optoelectronic Method, *Combustion and Reaction Kinetics, 22th International Annual Conference of ICT, 115-1/115-13, Juli, 1991.*

RESUMEN

RESUMEN

La aplicación de un nuevo sistema para la adquisición de datos en el ensayo de tracción permite registrar simultáneamente la deformación longitudinal y transversal en un sólo ensayo.

Esta es la primera vez que el método optoelectrónico se aplica al ensayo de tracción uniaxial de probetas de aleaciones de aluminio de forja tratables térmicamente soldadas mediante TIG. El método optoelectrónico permite seguir el comportamiento mecánico de las distintas zonas de la unión soldada. El programa informático, complemento del sistema, analiza los datos y relaciona entre sí las distintas variables mecánicas de interés para cada una de las zonas, baño fundido, zona afectada por el calor y material base.

Los datos e información obtenida son contrastados y comprobados mediante otros ensayos convencionales como son: tracción, dureza, péndulo Charpy y péndulo de Le Rolland Sorin, con el objeto de estudiar la viabilidad y fiabilidad del método.

El método optoelectrónico se aplica al estudio de dos aleaciones, representativas de la familia de aleaciones de aluminio de forja tratables térmicamente, soldadas mediante TIG. Las aleaciones estudiadas son la 2014 T6 y la 7015 T73.

También se estudia el comportamiento de la 7015 F, en la cual el ciclo térmico de soldeo provoca típicas microestructuras resultantes de tratamientos térmicos.

Se establece un modelo cualitativo de comportamiento mecánico de estas aleaciones soldadas, prestando especial atención a las diferentes zonas de la unión soldada.

ABSTRACT

The application of a new system for the data acquisition in an uniaxial tensile test allows the simultaneous registration of the longitudinal and transversal deformation in an unique essay.

This is the first time in which the optoelectronic method is applied to the uniaxial tensile test in samples of forging heat treatable aluminium alloys welded by TIG. The optoelectronic method allows to follow the mechanical behaviour of the different zones in the welded joint. The computer's program of the system analyses the data and makes the relationship between the diverse mechanical variables of interest for each of the zones, melting zone, heat affected zone and base material.

The obtained information is contrasted and checked by other conventional tests such as tensile, hardness, Charpy and Le Rolland Sorin, in order to study the method viability and reliability.

The optoelectronic method is applied to the study of two representative alloys of the forging heat treatable aluminium alloys groupe, welded by TIG. These alloys are the 2014 T6 and 7015 T73.

The behaviour of the 7015 F alloy is also studied, where the thermal welding cycle provokes the typical microstructures resulting from the heat treatments.

A qualitative model of mechanical behaviour for these welded alloys is proposed giving special attention to the different zones in the welded joint.

ÜBERBLICK

Die Anwendung eines neuen Dateibeschaaffungssystems in einem einachsigen Spannungstest erlaubt die gleichzeitige Aufzeichnung von Längs- und Querdehnung in nur einem Versuch.

Das ist das erste Mal, das die optoelektronische Methode beim einachsigen Spannungstest mit Proben aus hitzebeständigen Schmiedealuminiumlegierungen, die nach TIG geschweißt wurden, angewandt wurden. Die optoelektronische Methode erlaubt die Verfolgung des mechanischen Verhaltens in der verschiedene Zonen der Schweißverbindung. Das Computer-Programm des Systems analysiert die Dateien und stellt eine Verbindung zwischen den mechanischen Veränderungen, die für die jeweiligen Zonen interessant sind, wie Schmelzzone, Wärmeeinflußzone und Ausgangsmaterialien, her.

Die erhaltenen Ergebnisse wurden mit denen anderen traditionellen Methoden wie Spannung-, Härte-, Charpy- und Le Rolland Sorin Tests verglichen und untersucht, um die Durchführbarkeit und Zuverlässigkeit der Methode zu bestimmen.

Die optoelektronische Methode wurde bei Untersuchung zweier repräsentativer Legierungen der Grupe der wärmebehandelbaren Schmiedealuminiumlegierungen, die nach TIG geschweißt wurden, angewandt. Diese Legierungen sind 2014 T6 und 7015 T73.

Das Verhalten der Legierungen 7015 F wurde zusätzlich untersucht, wobei das thermische Schweißspiel die von der Wärmebehandlung resultierenden typischen Mikrostrukturen hervorrufen.

Ein qualitatives Modell mechanischen Verhaltens für diese Gußlegierungengang das besonders auf verschiedenen Zonen der Schweißverbindung aufmerksam macht.

RESUME

L'application d'un nouveau système d'acquisition des données expérimentales au cours de l'essai de traction permet d'enregistrer simultanément la déformation longitudinale et transversale en un seul essai.

Pour la première fois que la méthode optoélectronique s'applique à un essai de traction uniaxiale des échantillons d'alliages d'aluminium de forge traitables thermiquement soudés par TIG. La méthode optoélectronique permet de poursuivre le comportement mécanique des différentes zones de la jonction soudée. Le programme informatique, complément au système, analyse les données et relie entre les différentes variables mécaniques intéressantes pour chaque zone, bain fondu, la zone affectée thermiquement et le matériaux de base.

Les données et l'information obtenue sont contrôlées et prouvées à l'aide d'autres essais conventionnels tels que : la traction, la dureté, le pendule Charpy et le pendule de Le Rolland Sorin, dans le but d'étudier la fiabilité et viabilité de la méthode.

La méthode optoélectronique s'applique à l'étude des alliages représentatives de la famille d'alliages d'aluminium de forge traitables thermiquement, soudés par TIG. Les alliages étudiés sont le 2014 T6 et le 7015 T73.

Aussi nous avons étudié le comportement du 7015 F dans lequel le cycle thermique du soudage provoque des typiques microstructures résultantes du traitement thermique.

On a établi une méthode qualitative du comportement mécanique de ces alliages soudés qui présentent une spéciale attention aux différentes zones de la jonction soudée.

RIASSUNTO

L'applicazione di un nuovo sistema per l'acquisto di dati in una prova di trazione permette di registrare simultaneamente la deformazione longitudinale e trasversale in un' unica prova.

E' la prima volta che il metodo optoelettronico viene applicato in una prova di trazione uniassiale di provette di leghe d' alluminio da fucina termicamente trattabili e saldate tramite TIG. Il metodo optoelettronico permette di seguire il comportamento meccanico delle diverse zone dell' unione saldata. Il programma informatico, complemento del sistema, analizza i dati e crea una relazione tra le diverse variabili meccaniche d'interesse per ciascuna delle zone, bagno fuso, zona affetta dal calore e materiale di base.

I dati e le informazioni ottenute vengono controllati e verificati tramite altre prove convenzionali come: la trazione, la durezza, il pendolo de Charpy e il pendolo di Le Rolland Sorin, allo scopo di studiare la viabilit  e la fidatezza del metodo.

Il metodo optoelettronico viene applicato per lo studio due leghe rappresentative della famiglia di leghe d'alluminio da fucina termicamente trattabili e saldate tramite TIG. Le leghe studiate sono la 2014 T6 e la 7015 T73.