1		T = 6.0mm PC = 6.3mm GAP = 0.0mm
2		T = 9.0mm PC = 9.0mm GAP = 0.7mm
3		T = 10.0mm PC = 10.0mm GAP = 1.0mm
4		T = 12.0mm PC = 12.1mm GAP = 1.2mm

Photo. 1 Macro-photographs of CO₂ I-butt welded joint. Welding parameters are shown in Table 1.

ただし、板厚 12 mm 以上の I 型突合せ溶接では、余盛断面積を大きくしてプログラムする必要があった。

作成プログラムにより、1.6 mm ワイヤの粒状移行域での CO₂ 溶接パラメータを迅速かつ容易に求めることができる。

記 号 表

<i>DE</i>	Deposition efficiency (—)
<i>DIA</i>	Wire diameter (mm)
<i>EXT</i>	Distance between tip and base metal (mm)
<i>GAP</i>	Root gap (mm)
<i>GAP_{max}</i>	Maximum root gap (mm)
<i>I</i>	Welding current (A)
<i>I_{max}</i>	Maximum welding current (A)
<i>I_{min}</i>	Minimum welding current (A)
<i>MR</i>	Wire melting rate (g/min)
<i>P</i>	Penetration depth (mm)
<i>PN</i>	Needed penetration depth (mm)
<i>SD</i>	Cross-sectional area of deposited metal (mm ²)
<i>SR</i>	Cross-sectional area of reinforcement (mm ²)
<i>T</i>	Plate thickness (mm)
<i>TR</i>	Reduced plate thickness (mm)
<i>V</i>	Arc voltage (V)
<i>WS</i>	Welding speed (cm/min)
$\rho(\text{RHO})$	Density of weld metal (g/cm ³)

参 考 文 献

- 1) 益本, 篠田, 吉田: サブマージーク 溶接による I 型突合せ一層溶接条件決定の電算化について, 溶接学会誌 44, (1975), No. 7, p. 573~579
- 2) C.E. Jackson, A.E. Shrubbsall: Control of Penetration and Melting Ratio with welding technique, Welding Journal 32, (1953), No. 4 p. 172~178s
- 3) A. Neumann, E. Richter: Algorithmen und Programme der Schweißtechnik, Band II, ZIS, (1970), S. 192~193

高温予ひずみ材を用いた高張力鋼の延性破壊に関する研究*

佐藤邦彦** 豊田政男** 武藤睦治**

Study of Ductile Fracture of High Strength Steel Using Specimens Subjected to Prestrain at Elevated Temperature*

by Kunihiro Satoh**, Masao Toyoda** and Yoshiharu Mutoh***

The processes of ductile fracture in KD32 steel specimens subjected to prestrain at elevated temperature are observed in detail by using fractographic and sectioning techniques. A criterion of ductile fracture and a mechanism of decrease in ductility with prestraining at elevated temperature are also investigated. The results are summarized as follows.

*原稿受付 昭和53年 2月13日 (昭和53年度春季全国大会にて発表)

**正 員 大阪大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Osaka University

***正 員 長岡技術科学大学 Member, The Technological University of Nagaoka

- (1) The processes of ductile fracture in KD32 steel specimens are as follows: Although several large voids are observed at a relatively small strain level, they have no important role in fracture processes. As soon as microvoids nucleate at some strain level, which is the stage just before fracture, they rapidly grow and coalesce.
- (2) Ductile fracture of KD 32 steel specimens occurs when the value of equivalent stress reaches to a critical one.
- (3) It seems that the most important factor of decrease in ductility with prestraining at elevated temperature is the work hardening according to amount of prestrain and prestraining temperature.

1. 結 言

溶接中に受ける熱ひずみ履歴が溶接継手の靱性劣化に重要な役割を果たしていることが知られており, 冶金的ならびに力学的立場から種々の検討が加えられている.¹⁾ 著者らは, 力学的立場から高温予ひずみ材の破壊過程を詳細に調べ, 熱ひずみ脆化による靱性劣化機構を検討しつつある.²⁾ 本研究はこのような靱性劣化に関する研究の基礎的資料として, 機械的性質におよぼす高温予ひずみの影響を調べるとともに, 高温予ひずみが延性破壊におよぼす影響を明らかにするために行ったものである。

高温予ひずみが鋼の室温における機械的性質におよぼす影響はこれまでもいくつか調べられている.^{3,4)} また熱サイクル再現装置を用い熱履歴とひずみ履歴を同時に加えた鋼についての同様の報告もある.⁵⁾ それらによれば, 室温における引張特性に影響をおよぼすのは, 冷却過程におけるおよそ 400℃ から室温に至る範囲での予ひずみであって, 予ひずみ量が大いほど室温における変形応力は上昇し, 破壊ひずみは低下する傾向にある。特に 300~200℃ において予ひずみを与えた場合, その傾向は最も顕著である。しかし, 全般的にはこのような傾向にあるとはいえ, 高温予ひずみによる延性低下等がどのような機構により生じているかについてはこれまで必ずしも明らかにされていない。これらを明らかにするためには, 素材ならびに高温予ひずみ材等の延性破壊過程に関する詳細な情報が必須であり, それにより高温予ひずみによる材質的な損傷を正確に知ることができ, 延性低下機構等に関する知見も得られるものと思われる。

そこで本研究では造船用 50 キロ級高張力鋼を用い, 素材の室温ならびに高温および高温予ひずみ材の室温における延性破壊過程を詳細に調べ, さらに延性破壊条件について検討し, 高温予ひずみにより延性の低下する機構について考察する。

2. 実験方法

供試材は Table 1 に示すような化学成分を有する板厚 25 mm の造船用 50 キロ級高張力鋼 (KD 32) である。供試材の圧延方向から Fig. 1 に示すような形状す

Table 1 Chemical compositions (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Al
0.15	0.32	1.39	0.019	0.007	0.031

Fig. 1 Tension specimen.

法の丸棒引張試験片を削り出した。この試験片を用い, まず高温予ひずみ材作製の準備段階として, 室温から 400℃ まで種々の温度における引張試験を行い, 高温における変形ならびに破壊挙動を調べた。次にそれらの各温度において, 試験片に種々の引張予ひずみ*を加えた後, 除荷, 炉冷し, 高温予ひずみ材を作製した。高温予ひずみ材は再加工せず, そのまま室温での引張試験に供した。引張試験は島津オートグラフ IS-10 T を用い, クロスヘッド速度 2.0 mm/min で行った。各試験温度度は, 引張試験機に取付けた電気炉により加熱し, 試験片の平行部 3 箇所に取付けた熱電対を用いて測定し, 3 箇所の温度が一樣になるように制御した。

KD 32 鋼素材の室温および高温ならびに高温予ひずみ材の室温における延性破壊過程を調べるため, それぞれの引張試験の各変形段階における試験片縦断面の光学顕微鏡による組織観察ならびに破面の走査電子顕微鏡観察を行った。

3. 実験結果および考察

3.1 機械的性質

Fig. 2 に KD 32 鋼の高温における機械的性質を示した。本実験条件, すなわちクロスヘッド速度 2.0 mm/min の条件においては, 明瞭なセレーションは 200℃ の場合にのみ認められ, その前後の 100℃ および 250℃ では認められなかった。しかし, Fig. 2 から明らかなよう

*本論文ではひずみは全て対数ひずみ (真ひずみ) を用いている。なお, 予ひずみ材の破壊ひずみには予変形時のひずみは含まれていない。

Fig. 2 Effect of elevated temperature on tensile properties.

Fig. 3 Effect of prestraining temperature on tensile properties of specimens pre-strained up to $\epsilon_{pr}=0.60$.

Fig. 4 Effect of prestrain at elevated temperatures on fracture strain at room temperature.

に、本供試材の場合、ほぼ 250°C で引張強さが最大となり、破壊ひずみは最少となっており、この温度近傍で動的ひずみ時効が最も顕著であることが推定される。

Fig. 3 に種々の高温で $\epsilon_{pr}=0.6$ の予ひずみをうけた試料の室温における機械的性質を示した。予ひずみ温度が 250°C において降伏応力が最も大きくなり、また破壊ひずみも極端に低下している。

Fig. 4 に予ひずみ温度が 200, 250 および 300°C の場合の予ひずみと破壊ひずみの関係を示した。いずれの予ひずみ温度においても予ひずみの増加とともに破壊ひずみの急激な低下が認められる。

以上のごとき今回の KD 32 鋼を用いた機械的性質におよぼす高温予ひずみの影響に関する実験結果は、これまでの実験結果³⁻⁵⁾と全般的に同様の傾向を示している。

3.2 延性破壊過程の観察

高温予ひずみにより破壊ひずみの低下する機構を検討するため、まず素材および高温予ひずみ材の延性破壊過程を詳細に調べた。

Fig. 5 に素材の室温における引張変形途中の試験片中央部の光学顕微鏡による組織観察例を、また Fig. 6 に破面の走査電子顕微鏡観察例を示した。

KD 32 鋼の顕微鏡組織はパーライト・フェライト組

Fig. 5 Microstructures in longitudinal section of KD32 steel specimens stretched at room temperature up to two tensile strain levels; (a) $\epsilon=0.60$, (b) $\epsilon=1.14$.

Fig. 6 Fractograph of a KD32 steel specimen stretched at room temperature. (Fracture strain of this specimen: $\epsilon_f=1.36$)

織であるが, パーライト粒の形態は Fig. 5 よりもわかるように, 規則正しい層状セメンタイト組織ではなく, 複雑に乱れたセメンタイト組織となっている。そのため, この材料の引張変形中には通常の炭素鋼などに見られるようなパーライト粒の割れ⁶⁾は認められない。ただし詳細な観察によると, 比較的変形の初期の段階において, パーライト粒中に存在する圧延方向に並んだ大きな介在物からのボイド発生が認められた。Fig. 5 に示すような引張変形途中の組織観察の結果によれば, そのようなパーライト粒中の大きなボイド以外には破断直前まで他のボイドの発生は認められなかった。一方, 破面観察によれば, Fig. 6 にその例を示すように, 破面はパーライト粒中の大きなボイドに対応する大きなディンプル以外は微小なディンプルで構成されており, 大きなボイド同士が内部くびれ等により直接合体しているような形跡はほとんど認められなかった。またこのような観察結果は, 顕微鏡組織は異なっているが, 80キロ級高張力鋼の結果⁷⁾ とほぼ同様であった。

以上のごとき観察結果より, KD 32 鋼の延性破壊過程は次のように考えられる。すなわち, 変形の初期に大きなボイドの発生が若干みられるが, それらは破壊過程において主要な役割りは有しておらず, ある変形段階で微小ボイドが発生すると直ちに連結し破断に至っている。なお, ここでは観察例は示さないが, 素材の高温 (250℃) および高温予ひずみ材 (250℃, $\bar{\epsilon}_{pr}=0.6$) の室温における延性破壊過程の観察結果はいずれも上述の観察結果と同様であり, 本実験の範囲ではいずれの条件においても, 室温における素材の場合と同様の延性破壊過程をとっているものと思われる。

3.3 微小ボイドの発生条件

延性破壊過程に関するこれまでの多くの実験結果から, 延性破壊の基本的過程が介在物からのボイド発生およびその成長・連結であることはすでに定説となっている。しかし, これまでの延性破壊の研究においては, ボイドの成長・連結が主要な過程であるという認識が支配的であったため, ボイド発生に関する研究はあまり進んでいないのが現状である。ところが, 前節にその観察結果を示した KD32 鋼をはじめ最近の高強度材料では, 延性破壊が破断直前に生ずる微小ボイドの発生により決定される場合が多い。⁷⁾ このような材料においては近似的に微小ボイド発生条件が延性破壊条件を与えられ考える。そこで本研究においても, 破断時をボイド発生時と考え, KD32 鋼のボイド発生条件について検討を加えることにする。

介在物と母材とはく離によるボイド発生条件は, これまでエネルギー条件,⁸⁾ 局部応力条件⁹⁾ あるいは局部ひ

ずみ条件¹⁰⁾等により検討されているが, 必ずしも十分満足すべき結論を得るには至っていない。Argon ら¹¹⁾ は通常, 介在物がある程度大きければ (250Å 以上), ボイド発生のエネルギー条件を満足していることから, そのような場合のボイドの発生は介在物周りの最大垂直応力が限界値 (はく離応力 σ_{rr}) に達したとき起こると考え, 解析を行い, ボイド発生条件として次式を提案している。

$$\sigma_{rr} \leq \bar{\sigma} + \sigma_m \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで, $\bar{\sigma}$ は相当応力, σ_m は平均応力である。

そこで本研究においても, ボイド発生条件としてこのはく離応力 σ_{rr} をとりあげ, さらにくびれ部の多軸応力状態に対する Bridgman の補正¹²⁾ を行い求めた相当応力 $\bar{\sigma}$ ならびに試験片中心部での最大垂直応力 σ_z についても検討した。Fig. 7 に高温予ひずみ材の室温における破断試験結果から σ_{rr} , $\bar{\sigma}$ および σ_z と破壊ひずみ $\bar{\epsilon}_f$ との関係を示した。図中には区別していないが, 種々の温度で種々の予ひずみをうけた材料が含まれている。また Fig. 8 には室温予ひずみ材の 250℃ における破断試験結果から同様の関係を示した。いずれの図よりも明らかのように, σ_{rr} および σ_z はばらつきが大きく一定値とはなっていないのに対し, $\bar{\sigma}$ はばらつきも小さく, 種々の履歴にもかかわらずほぼ一定値となっている。この

Fig. 7 Relation between fracture stresses ($\bar{\sigma}$, σ_z , σ_{rr}) and fracture strain for specimens stretched at room temperature subsequently to prestraining at elevated temperatures.

Fig. 8 Relation between fracture stresses (σ , σ_z , σ_{rr}) and fracture strain for specimens stretched at 250°C subsequently to prestraining at room temperature.

ような傾向は Argon ら自身のデータ¹³⁾にも認められる。また、大路らの高張力鋼 HT 80 および合金鋼 SNCM 8 に関する応力の多軸度を大幅に変えた実験結果¹⁸⁾も本実験と同様の傾向を示している。このようにボイドの発生は σ が一定値に達したとき起こっているようであるが、Argon らの σ_{rr} が物理的意味が明確であるのに対し、 σ のそれは現在のところ明確とはいえない。 σ がボイド発生条件としてどのような物理的意味を有し、有効なものであるかについては、今後のさらに詳細なボイド発生に関する研究にまたねばならない。

3.4 高温予ひずみによる延性低下機構

前節でボイド発生条件として示した Fig. 7 あるいは Fig. 8 中の σ あるいは σ_z は、同時に一種の破壊応力曲線¹⁶⁾と見ることができ、履歴のいかんにかかわらず相当応力 σ が限界値に達したとき、微小ボイドが発生し、破壊が生じていることを示している。一方 3.2 節に示したように、延性破壊過程の観察結果によると、室温のみならず高温 (250°C) においても予ひずみ中に破壊に影響をおよぼすようなボイドの発生あるいは成長といった現象は認められない。これらのことを考え合わせると、本供試材の高温予ひずみによる延性の低下は主に予ひずみ中の加工硬化の程度が異なるため、Fig. 3 に示したように破壊ひずみも異なるものと推察される。すなわち、

250°C 近傍では動的ひずみ時効が最も顕著なため変形応力が高く、大きな加工硬化をうける。そのためこの温度近傍において予ひずみをうけた材料は延性低下が著しいと考えられる。

Fig. 9 は高温予ひずみ材の試験片中央部における硬度と破壊ひずみの関係を示したものである。図より明らかなように、硬度と破壊ひずみの間にはばらつきはあるが本実験範囲内では比較的良好な直線関係があり、高温予ひずみによる加工硬化が高温予ひずみ材の延性低下の主要因であるという上述の推察と矛盾のない結果を示している。

Fig. 9 Relation between Vickers hardness and fracture strain.

3.5 高温予ひずみ材の破壊ひずみの推定

本供試材の室温における引張破壊は Fig. 7 に示したように履歴のいかんにかかわらず、 $\sigma_f \approx 105 \text{ kgf/mm}^2$ のときに生じている。そこでこの破壊条件を用い、高温予ひずみ材の破壊ひずみの推定を試みることにする。

本供試材の相当応力 (σ) と相当ひずみ (ϵ) の関係は、相当ひずみがある程度大きい場合 ($\epsilon > 0.1$),

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha \epsilon \quad \dots\dots\dots (2)$$

で表わされる。ここで σ_0 と α は材料定数である。Fig. 10 に一例として、250°C 予ひずみ材のひずみ履歴も含めた相当応力—相当ひずみ曲線を模式的に示した。この図からもわかるように、本実験範囲では σ_0 は予ひずみ温度および予ひずみ量の影響をうけるが、 α はそれらの影響をほとんどうけないようである。またこのような傾向は寺沢ら²¹⁾あるいは佐藤ら²⁴⁾の実験においても認められる。したがって、相当応力が限界値 σ_f に達すると破壊することから、予ひずみ材の σ_0 がわかれば、式 (2) より破壊ひずみ ϵ_f が推定できることになる。実

Fig. 10 Schematic flow stress-strain curves.

験結果によれば, Fig. 10 にもその一例を示したごとく, 高温予ひずみ材の室温における σ_0 , すなわち σ_{0R} は高温予変形時の相当応力 $\bar{\sigma}_{pr}$ より増加しており, その増加量 $\Delta\sigma_0 = \sigma_{0R} - \bar{\sigma}_{pr}$ は予ひずみとともに増大している. そこでここでは単純に, 増加量 $\Delta\sigma_0$ が予ひずみ量に比例し, 予ひずみが高温での破壊ひずみ $\bar{\varepsilon}_{fH}$ に達したとき, $\Delta\sigma_0 = \bar{\sigma}_f - \bar{\sigma}_{fH}$ に至ると仮定する. ここで $\bar{\sigma}_{fH}$ は高温での破壊時の相当応力である. このとき, 一定の予ひずみ $\bar{\varepsilon}_{pr}$ をうけた材の増加量 $\Delta\sigma_0$ を与える式は,

$$\Delta\sigma_0 = (\bar{\sigma}_f - \bar{\sigma}_{fH})\bar{\varepsilon}_{pr}/\bar{\varepsilon}_{fH} \quad \cdots\cdots(3)$$

となるので, 高温予ひずみ材の室温での σ_{0R} を与える式は,

$$\sigma_{0R} = \sigma_{0H} + \left(\alpha + \frac{\bar{\sigma}_f - \bar{\sigma}_{fH}}{\bar{\varepsilon}_{fH}}\right)\bar{\varepsilon}_{pr} \quad \cdots\cdots(4)$$

となる. ただし, σ_{0H} は高温での σ_0 であり, $\bar{\varepsilon}_{pr} = 0$ は含まない. したがって, 式 (2) および (4) より, 高温予ひずみ材の破壊ひずみは次式により与えられる.

$$\bar{\varepsilon}_f = \frac{\bar{\sigma}_f - \bar{\sigma}_{fH} + \alpha\bar{\varepsilon}_{fH}}{\alpha} \left(1 - \frac{\bar{\varepsilon}_{pr}}{\bar{\varepsilon}_{fH}}\right) \quad \cdots\cdots(5)$$

前出の Fig. 4 に高温予ひずみ材の室温における破断試験結果から高温予ひずみと破壊ひずみの関係を示したが, 図中の実線および鎖線は, 式 (5) による破壊ひずみ $\bar{\varepsilon}_f$ の推定線である. いずれの予ひずみ材においても式 (5) による推定値は実験値と良い一致を示しており, 前節で述べた高温予ひずみによる延性低下機構の妥当性がうかがえる.

3.6 破壊応力曲線に関する考察

破壊応力曲線に関する研究は Kuntze¹⁵⁾ に始まり, これまで多くの報告がある. 寺沢ら¹⁶⁾ はキルド軟鋼, 80 kg 級高張力鋼の室温予ひずみ材を用い, 破壊応力曲線の

温度ならびに多軸応力度依存性を検討している. その結果によれば, 破壊応力曲線は温度ならびに多軸応力度の変化に著しく敏感である. また延性破壊のための応力条件は, 八面体せん断応力とひずみを用いることにより, 多軸応力度には無関係に一本の破壊応力曲線により表わすことができるという. 本研究における Fig. 7 あるいは 8 に示した結果, あるいは大路らの HT 80 鋼あるいは SNCM 8 鋼に関する結果¹⁸⁾ も, このような寺沢らの結果と同傾向を示しているものと考えられる.

ところで破壊応力曲線に関する議論は, 3.2 節および 3.3 節の結果よりも推定されるように, 延性破壊過程において変形の時期に発生し, 成長するボイドがほとんどあるいは全く存在せず, 破壊が主に破断直前の微小ボイドの発生・連結により決定されるような材料の場合に成り立つものであろう. 変形の初期に発生し成長するボイドを有する材料 (例えば通常の炭素鋼,⁶⁾ 銅¹⁷⁾ 等) の場合, 微小ボイドの発生は, 予ひずみや多軸応力状態の変化により, 初期のボイドの成長のうける影響とそれらの間の微小ボイドの発生のうける影響が重なり合った複雑な影響をうける. そのため, その延性破壊現象は前述のごとき材料ほど単純ではなく, 破壊時の相当応力が一定値になるといった破壊条件はもはや存在せず, 一つの破壊ひずみに対して種々の破壊応力が出現する可能性がある. 例えば, 文献 (7) に関して行った S 35 C 炭素鋼の実験結果によれば, 静水圧力 2000 kgf/cm² 下における破断ひずみと圧縮予ひずみ $\bar{\varepsilon}_{pr} = 0.90$ を与えた後大気圧下において引張破断したときのそれは $\bar{\varepsilon}_f = 0.82$ と等しいが, 破断時の相当ひずみ $\bar{\sigma}_f$ は前者が 92.0 kgf/mm² であるのに対し後者が 123.0 kgf/mm² と異なっている.

これまで, 多くの破壊応力曲線に関する議論においては, ここで示したような延性破壊過程に関する注意が払われていないが, その重要性の認識が強く望まれる.

4. 結 言

高張力鋼の延性破壊におよぼす高温予ひずみの影響を明らかにするため, KD32 鋼を用い各種高温予ひずみ材の引張試験を行い, それらの延性破壊過程を詳細に観察した. さらに破壊条件について検討し, 高温予ひずみにより延性の低下する機構を考慮し, 以下の結論を得た.

(1) 250℃ 近傍で予ひずみをうけた試験片は他の温度で予ひずみをうけた場合より, 降伏応力が大きく, 破壊ひずみは小さくなる.

(2) KD32 鋼の延性破壊過程は次のごとくである. 変形の初期に大きなボイドの発生が若干みられるが, それらは破壊過程において主要な役割は有しておらず, あ

る変形段階に微小なボイドが発生すると、直ちに成長・連結し、破断に至る。

(3) KD32 鋼の延性破壊は、ひずみ履歴のいかんにかかわらず、相当応力が限界値に達したとき起こっている。

(4) 高温予ひずみによる延性低下は主に予ひずみ温度と予ひずみ量に対応した母地の加工硬化によるものであることが推察される。

おわりに、実験に際し田中俊彦君(大阪大学大学院、現在(株)酒井鉄工所)ならびに土居茂君(大阪大学大学院)の助力を得た。記して謝意を表す。

考 考 文 献

- 1) 日本溶接協会 HSE 委員会編：鋼溶接部の熱ひずみ脆化(レビュー)，溶接学会，(1977)
- 2) 佐藤，豊田，武藤，田中，土居：靱性劣化におよぼす高温予ひずみおよびひずみ時効の影響，本会全国大会講演概要集，21 (1977)，138-139
- 3) 寺沢，大谷，吉田，寺井：高温予歪が鋼の残留延性におよぼす影響，造船協会論文集，108 (1960)，419-433
- 4) K.C. Rokey, C. Mylonas; Exhaustion of Ductility by Hot Straining, Weld. J., 40 (1961), 306s-310s
- 5) 佐藤，町田，森川：溶接熱サイクル過程において塑性予歪をうけた鋼の室温における延性，本誌，38 (1969)，279-290
- 6) 大路，小倉，武藤：フェライト・パーライト鋼の延性破壊過程におよぼすパーライト粒形態と静水圧力の影響，金属学会誌，41 (1977)，1094-1101
- 7) 武藤：延性破壊に関する基礎的研究，大阪大学博士論文 (1975)
- 8) K. Tanaka, T. Mori, T. Nakamura; Cavity Formation at the Interface of a Spherical Inclusion in a Plastically Deformed Matrix, Phil. Mag., 21 (1970), 267-279
- 9) J. Qurland, J. Plateau; The Mechanism of Ductile Rapture of Metal Containing Inclusions, Trans. ASM, 56(1963), 442-454
- 10) F.A. McClintock; Ductility, ASM, (1968), 255
- 11) A.S. Argon, J. Im, R. Safoglu; Cavity Formation from Inclusions in Ductile Fracture, Metallurgical Trans., 6A(1975), 825-837
- 12) P.W. Bridgman; Studies in Large Plastic Flow and Fracture, McGraw-Hill, (1952)
- 13) A.S. Argon, J. Im; Separation of Second Phase Particles in Spheroidized 1045 Steel, Cu-0.6Pct Cr Alloy and Maraging Steel in Plastic Straining, Metallurgical Trans., 6A (1975), 839-851
- 14) 大路，小倉，武藤：タフビッチ鋼および焼結鋼予ひずみ材を用いた延性破壊過程の研究，金属学会誌，41 (1977)，130-135
- 15) W. Kuntze; Der Bruch Gekerbter Zugproben, Arch. Eisenhüttenw., 2(1928), 109
- 16) 寺沢，大谷，寺井，金谷：鋼の破壊応力曲線の特徴，造船協会論文集，117 (1965)，227-236
- 17) 大路，小倉，武藤：焼結鋼を用いた延性破壊に関する研究，機械学会論文集
- 18) 大路，小倉，大森，野木：延性破壊過程における微小ボイドの観察とその発生条件，機械学会講演論文集，784-1 (1978)，55-57

超音波溶接に関する研究(2)*

——溶接片の振動分布の測定——

辻野次郎丸** 森 栄司*** 実吉純****

Studies on Ultrasonic Welding (Report 2)*

——Measurements of Vibration Distribution along the Specimens——

by Jiromaru Tsujino**, Eiji Mori*** and Junichi Saneyoshi****

In the case of ultrasonic welding of metal specimens, the vibration direction of welding tip is parallel to specimen surfaces.

The weld strength by ultrasonic welding is directly affected by specimens vibration characteristics.

The purpose of the study is to measure directly the vibration distribution of welding specimens, and to show clearly the effects of specimens vibration and fatigue fracture by vibration on the weld strength.

*原稿受付 昭和53年2月16日(昭和52年12月8日抵抗溶接委員会，研究討論会にて発表)

**正 員 神奈川大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Kanagawa University

***東京工業大学精密工学研究所 Research Laboratory of Precision Machinery and Electronics, Tokyo Institute of Technology

****玉川大学工学部 Faculty of Engineering, Tamagawa University