Fe-Mn合金の機械的性質と破壊挙動

山 中 和 夫* 小 若 正 倫*

Kazuo Yamanaka and Masamichi Kowaka : Mechanical Properties and Fracture Behavior of Fe-Mn Alloys. The micro-structure and the analysis of the metallurgical factors contributing to the strength and the toughness of Fe-Mn alloys containing up to 8 wt% Mn have been studied. The results obtained are as follows :

(1) Transformation products depended on the manganese contents and formed the equiaxed ferrite, massive ferrite and lath martensite in order with increasing manganese content.

(2) Yield strength and impact transition temperature were strongly influenced by the transformation products.

(3) The unit crack path gave experimentally good correlations with the ductile/brittle transition temperature.

(4) The fracture modes in the brittle temperature range depended on the manganese content : low manganese alloys showed cleavage fracture, and the intergranular fracture increased with increasing manganese content.

(Received May 1, 1979)

I. 緒 言

機械的性質とくに強度、靱性は金属の微視組織に極めて敏感であり機械的性質の改善、とりわけ強度上昇のためには変態を利用することが有効でありそのため変態組織の研究が古くから行なわれている。Fe-Mn 合金において生成する低温変態組織はこれまでの研究^{(1)~(7)}によると 0~10 %Mn の範囲で Mn 量の増加と共に等軸フェライト、マシーブフェライト、ラスマルテンサイトが生成する。等軸フェライトはフェライトの nucleation and growth によって生成し転位密度は低く強度は低い。マシーブフェライトやラスマルテンサイトはせん断機構によって変態が進行するため転位密度が高く強度は高い。靱性については鋼材料の靱性の目安として延性-脆性遷移温度がとられる場合が多く、軟鋼におけるフェライト結晶粒径がシャルピー衝撃試験による延性-脆性遷移温度と直線関係にあり⁽⁸⁾、また通常の低炭素鋼における低温変態組織では {100} 面を微小な角度内で共有する大きさとして破面単位を定義すると遷移温度が破面単位でよく整理できる結果が得られている⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。しかしながら炭素をほとんど含まない鉄合金においては強度への材料因子の寄与の仕方や靱性を支配する因子についてはまだあまり明確にされていない。

そこで本研究は 1~8 wt%Mn を含む Fe-Mn 合金について微視組織、強度および靱性に寄与する材料因子の解析を行なったものである。

II. 実 験 方 法

供試鋼の化学成分を Table 1 に示す。いずれも C 含有量を 0.002 wt% 以下と極めて低くし Mn 量を 8 wt% まで

6水準変え 17 kg 真空溶解炉により溶製した。1523 K (1250°C) で 1 h 加熱した後 30 mm 厚まで鍛造し 1223 K (950°C) 以上の温度で 12 mm 厚まで熱間圧延した。調査項目は (1) 光学顕微鏡および電子顕微鏡を用いた組織観察、(2) 引張およびシャルピー衝撃試験、(3) 走査型電子顕微鏡 (SEM) による衝撃破面観察、(4) 破面単位およびエッチピット法による破面の結晶方位の測定などである。熱

Table 1 Chemical compositions of alloys (wt%).

Sample	C	Si	Mn	P	S	N	O
T-1	0.002	0.005	1.06	0.003	0.006	0.0017	0.017
T-2	0.001	0.005	2.02	0.003	0.006	0.0017	0.016
T-3	0.001	0.013	2.99	0.004	0.008	0.0021	0.014
T-4	0.001	0.013	4.80	0.004	0.008	0.0017	0.011
T-5	0.002	0.013	6.40	0.004	0.008	0.0017	0.011
T-6	0.002	0.013	7.57	0.005	0.008	0.0021	0.013

処理は結晶粒度を変えるためアルゴン雰囲気中 1193 K (920°C)、1293 K (1020°C)、1423 K (1150°C)、1523 K (1250°C) の各温度で 1 h オーステナイト化したのち空冷、炉冷 1073~1373 K [(800~500°C) 間の平均冷却速度約 75°C/h] を行った。圧延方向に平行に引張および衝撃試験片を採取した。引張試験片は $\phi 8.5$ 平行部長さ 50 mm の平滑丸棒で、衝撃試験片は 10×10×55 mm (2 mm V ノッチ) の標準シャルピー試験片である。2%硝酸アルコールにより腐食を行い光学顕微鏡により組織観察を行った。微視組織はリン酸-クロム酸電解液を用いて薄膜を作成し日立製 HU-200 (加速電圧 200 kV) により直接観察を行った。エッチピット現出のための腐食液と条件は塩酸 (1.5 cm³) - 過酸化水素 (10 cm³) - 水 (20 cm³) で 10 s、塩酸 (2 cm³) - 塩化第二鉄

* 住友金属工業株式会社中央技術研究所 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., Amagasaki)

(30 mg)-水 (200 cm³) で 10 s, 蟻酸 (100 cm³)-エチルアルコール (100 cm³)-水 (100 cm³) で 10 s である. (2) (3) (4) は空冷材についてのみ調査した.

III. 実験結果

1. 組織

Photo.1 に Fe-Mn 合金の透過電子顕微鏡観察による微視組織を示す. Mn 量の低い T1 合金や Mn 量の高い T5, T6 合金では組織におよぼすオーステナイト化後の冷却速度の影響は小さく, 空冷・炉冷材共に Mn 量の低い T1 合金では転位等の格子欠陥の極めて少ない等軸フェライト組織 (Photo.1(a)) が, Mn 量の高い T5 および T6 合金では Photo.1(d) に示すような平行な柵状セルの束から成りそのなかに転位が高密度に存在する典型的なラスマルテンサイト組織が生成している.

Photo.1 Transmission electron micrographs of Fe-Mn alloys obtained on air cooling from 920°C. (a) T1 (1.06 wt%Mn), (b) T3 (2.99 wt%Mn), (c) T4 (4.80 wt%Mn), (d) T5 (6.40 wt%Mn)

一方 Mn 量を 2~5 wt% 含む T2~T4 合金では組織におよぼすオーステナイト化後の冷却速度依存性が大きく, T2 合金炉冷材は T1 合金と同様等軸フェライト組織が, T2 合金空冷材や T3 合金炉冷材では一部マシーブフェライト組織の混在した等軸フェライト組織がそれぞれ生成している. T3 合金空冷材は Photo.1(b) に示すようなほぼ均一なマシーブフェライト組織が生成している. T4 合金は炉冷材, 空冷材共に一部ラスマルテンサイト組織の混在したマシーブフェライト組織 (Photo.1(c)) であるが空冷材の方がラスマルテンサイト組織の混在する割合が多い.

Fig.1 に引張試験結果を示す. Mn 量の増加と共に引張強さ (T.S), 降伏強さ (Y.S) は上昇し伸び (El), 絞り (RA)

Fig.1 Mechanical properties of Fe-Mn alloys.

は低下する. Mn 量が約 2 wt% 以下の等軸フェライト組織の降伏強さは 147~235 N/mm² (15~24 kg/mm²) と低い, 2~3 wt%Mn のマシーブフェライト組織は 323 N/mm² (33 kg/mm²) と高く, Mn 量が 6~7.5 wt% のラスマルテンサイト組織になると 647~696 N/mm² (66~71 kg/mm²) と極めて高くなっている.

2. 靱性

Fig.2 にオーステナイト化温度を 1193 K (920°C), 1293 K (1020°C), 1423 K (1150°C), 1523 K (1250°C) と変えた空冷材のシャルピー破面遷移温度 (σ_{T_s}) の Mn 量による変化を示す. いずれも Mn 量が 2 wt% までは添加量と共に σ_{T_s} は低下し 2 wt% あたりで極小になりこれ以上増加すると

σT_s は急激に上昇している. 1193~1523 K (920~1250°C) の温度範囲ではいずれの Mn レベルでもオーステナイト化温度が低い方が σT_s は低い.

通常の低炭素ベイナイトやマルテンサイト組織の場合 σT_s が破面単位で整理できることが知られているが, 炭素をほとんど含まない Fe-Mn 合金の場合にも σT_s が破面単位で整理できることが予想される. そこで SEM を用いて

Fig.2 Effects of manganese on ductile/brittle transition temperature (σT_s) in impact test.

Photo.2 Scanning electron micrographs of the cleavage fracture surface of the T1 alloy broken at 233 K (-40°C).

破面単位の測定を行ない σT_s との相関関係の有無を調べた. 破面単位は劈開破壊を示す T1~T4 合金では「結晶面を微小な角度内で共有する領域の大きさ」として定義される⁽¹¹⁾大きさをとり, 粒界破壊を示すラスマルテンサイト組織の T5, T6 合金の場合は破面に現われている結晶粒の大きさをとった. Photo.2, 3 に T1 および T6 合金の破面単位の測定例をそれぞれ示す. リニアール・アナリシスで破面単位の大きさを測定し σT_s との関係プロットした

Photo.3 Scanning electron micrographs of the intergranular fracture surface of the T6 alloy broken at 313 K (+40°C).

Fig.3 Relation between unit crack path and σT_s .

結果を Fig. 3 に示す. 低温で劈開破壊を示す T1~T4 合金は σT_s と $\ln l_c^{-1/2}$ (l_c : 破面単位) との間に良好な直線関係がありその勾配は T1~T4 合金共ほぼ等しく $\sigma T_s / \ln l_c^{-1/2} \approx 393 \text{ K} (120^\circ\text{C})$ である. 粒界破壊を示す T5, T6 合金も σT_s と $\ln l_c^{-1/2}$ との間に直線に近い関係が成り立っているが, この場合の勾配は $\sigma T_s / \ln l_c^{-1/2} \approx 523 \text{ K} (250^\circ\text{C})$ で T1~T4 合金より約 2 倍大きい. 同じ破面単位の大きさで比較すると粒界破壊を示す合金の方が劈開破壊を示す合金よりも σT_s は高い.

次に脆性温度域から延性温度域にかけての Fe-Mn 合金のシャルピー衝撃破面の形態を SEM で観察した.

Photo. 4 に T1, T3, T4, T6 合金空冷材の脆性温度域, 脆性から延性への立上り温度域, 延性温度域における各破面を示す. 延性温度域ではいずれもディンプルをなした延性破壊を示しているが, 低温の脆性域では Mn 量により破面形態が異なる. すなわち Mn 量の低い T1~T3 合金ではいずれも劈開破壊であるが Mn 量の増加と共に破面単位が小さくなっている. 一方 Mn 量の高いマシーブフェライトとラスマルテンサイトの混合組織を有する T4 合金では劈開破壊の中に一部粒界破壊も生じている. ラスマルテンサイト組織を有する T5, T6 合金は粒界破壊が主体でありとくに T6 合金では脆性から延性への立上り温度域で全体の約 90% が粒界破壊を示している.

Photo.5 Morphology of etch pits on fracture surface in the T1 alloy broken at 233 K (-40°C).

低温の脆性温度域で劈開破壊を示す T1~T3 合金のシャルピー衝撃破面の結晶方位をエッチピット法によって測定した. 破面に生成させた方位性ピットの代表例を Photo.5 に示す. 劈開破面の方位は T1~T3 合金いずれもほぼ $\{100\}$ であり, 純鉄単結晶⁽¹²⁾や低合金高張力鋼⁽⁹⁾の劈開破面方位で従来得られた結果と一致している.

IV. 考 察

鋼の強化に Mn の添加が有効であるが, その強化機構については明らかでない点があり C 量を極めて低くした Fe-

Photo.4 Scanning electron micrographs of Fe-Mn alloys broken at various temperature.

Mn 合金を用いて検討した。ラスマルテンサイト組織の T5, T6 合金と等軸フェライト組織の T1, T2 合金について降伏応力に寄与する因子について解析した。

Fig. 4 に模式図で示すようなラスマルテンサイト組織に対して降伏応力が α -Fe の摩擦応力, Mn による固溶強化, マルテンサイトパケット境界による寄与, ラス境界による寄与, 転位による寄与の加算則が成り立つものとする式(1)で表わせる

$$\sigma_y = \sigma_0 + \sigma_i + k_1 D_P^{-1/2} + k_2 D_L^{-1/2} + \alpha G b \sqrt{\rho} \quad (1)$$

ここで σ_0 : α -Fe の摩擦応力, σ_i : Mn による固溶強化, D_P : マルテンサイトパケットサイズ, D_L : ラス幅, k_1, k_2, α : 定数, G : 剛性率, b : バーガースベクトル, ρ : 転位密度である。式(1)で σ_0 は Mn を添加しない場合の α -Fe の摩擦応力で降伏応力と Mn 量との関係 (Fig. 1) で Mn 量を 0% に外挿した値をとった。極微量含まれる C や N などによる寄与はこの摩擦応力のなかに含まれている。 σ_i は Mn の固溶強化による寄与で 1 wt% Mn あたり Lesile⁽¹³⁾ は 35 N/mm² (約 3.57 kg/mm²), Ress ら⁽²²⁾ は 36.5 N/mm² (約 3.72 kg/mm²) とほぼ同じような値が出されており, 本計算には Lesile の測定値を用いた。 $k_1 D_P^{-1/2}$ はマルテンサイトパケットによる寄与で光学顕微鏡組織からパケットサイズ (D_P) をリニアルアナリシスで測定し Fig. 5 のように降伏応力を $D_P^{-1/2}$ に対してプロットし, その勾配から k_1 を求めた。 $k_2 D_L^{-1/2}$ はマルテンサイトラスによる寄与⁽²¹⁾でラス幅を薄膜電顕観察から直接測定した。 $\alpha G b \sqrt{\rho}$ は転位による寄与である⁽²⁰⁾。Fig. 6 に T6 合金の測定結果を示す。平均ラス幅は 0.46 μ m (T5 合金では 0.41 μ m) でこれは Fe-0.2% C を用いた Marder らの測定値 (約 0.2 μ m)⁽¹⁴⁾ より大きい値を示している。 k_2 は通常の鋼で用いられている値 2.6 N $\cdot$ mm^{1/2} (約 0.26 kg $\cdot$ mm^{1/2})⁽²⁾

Fig. 4 Schematic illustration of lath-martensite structures.

をとった。 ρ として焼入れ材についての値 10¹⁰/cm² を使い $\alpha=0.7$ ⁽¹⁵⁾, $G=7.995 \times 10^{-2}$ N/m² (8157.7 kg/mm²), $b=0.25$ nm を用いると 1193 K (920°C) から空冷した T5 および T6 合金に対して Table 2 のようになり計算結果は実測値にかなり近い値を示す。各因子の寄与の大きさを分けて図示したものを Fig. 7 に示す。ラスマルテンサイト組織の Fe-Mn 合金の降伏応力への寄与は摩擦応力や固溶強化を別にすると転位による寄与やラス境界による寄与が大きいことがわかる。

次に等軸フェライト組織に対して降伏応力は α -Fe の摩擦応力, Mn による固溶強化, フェライト結晶粒径による寄与, 転位による寄与の加算則が成り立つものとする式(2)で表わせる。

$$\sigma_y = \sigma_0 + \sigma_i + k_0 D_F^{-1/2} + \alpha G b \sqrt{\rho} \quad (2)$$

ここで σ_0 : α -Fe の摩擦応力, σ_i : Mn による固溶強化, D_F : フェライト結晶粒径, k_0, α : 定数, G : 剛性率, b :

Fig. 5 Relation between yield strength and martensite packet size (D_P) in the alloy T6.

Fig. 6 Histogram of the distribution of martensite lath width in the alloy T6.

Table 2 The contributions to yield strength in the alloy T5, T6, T1 and T2.

Alloy	σ_y measured (N/mm ²)	σ_y calculated (N/mm ²)	Contributions to yield strength (N/mm ²)					
			σ_0	σ_i	$k_0 D_F^{-1/2}$	$k_1 D_P^{-1/2}$	$k_2 D_L^{-1/2}$	$\alpha G b \sqrt{\rho}$
T5	654.6	638.0	63.7	223.5		50.9	125.4	174.5
T6	698.7	675.3	63.7	264.6		54.9	117.6	174.5
T1	155.8	164.6	63.7	37.2	50.0			13.7
T2	217.5	210.7	63.7	70.6	62.7			13.7

Fig. 7 The contributions of the structural factors to yield strength as a function of manganese contents.

パーガスベクトル, ρ : 転位密度である. ρ は焼ならし材についての値 $10^8/\text{cm}^2$ を用い先と同様に計算すると Table 2 のように計算結果は実測値に近い値を示す. 等軸フェライト組織の場合の降伏強度への寄与は Fig. 7 から摩擦応力を別にすると結晶粒径による寄与と固溶強化が大きいことがわかる. マシーブフェライト組織を有する T3, T4 合金では粒界が不規則な島状をなしており結晶粒径の測定が困難なため等軸フェライト組織やラスマルテンサイト組織の場合のような解析は行っていないが, 破面単位が小さいことやせん断機構によって変態が進行することから固溶強化の寄与と共に転位による寄与と結晶粒径による寄与が大きいものと推察される.

靱性については通常低炭素合金鋼では Mn の添加によって切欠靱性が向上することが知られている⁽¹⁶⁾. Mn の添加で靱性が向上する理由として結晶粒細粒化, 炭化物の形態変化, 塑性変形挙動の変化などが論じられているが, これらのうちどれが主に影響を与えるかは組織や C 量によって変化する. カーボンをほとんど含まない Fe-Mn 合金については靱性を支配する因子についてはまだあまり研究されていない. フェライト-パーライト鋼の場合は炭化物の形態, とくにパーライトコロニーが重要であることが大森ら⁽¹⁷⁾によって指摘されており靱性が破面単位よりパーライトコロニーの大きさでよく整理できる結果が得られている. 低炭素ベイナイトやマルテンサイト組織の鋼では結晶粒度や破面単位の大きさが重要である⁽⁹⁾ことが報告されている. 今回研究した C 量が極めて低い Fe-Mn 合金の場合も Fig. 3 のように切欠靱性が破面単位でよく整理できる結果が得られた. 切欠靱性は Fig. 2 のように Mn 量の増加と共に向上し Mn 量が 2 wt% 付近で 243 K (-30°C) 程度の極小の値を示す. しかしながら結晶粒の成長を抑制する働きをもつ炭化物の減少によりフェライト結晶粒が粗大化するため通常低炭素 Mn 合金鋼に比べて切欠靱性は良くない.

Mn 量が 3 wt% 以上になりマシーブフェライトやラス

マルテンサイト低温変態組織が生成しはじめると切欠靱性は急激に劣化する. また低温の脆性域で衝撃破面に粒界破壊がみられ, 剪開破壊がみられる Mn 量の低い合金とは異なる. これは粒界強化作用としての C の減少に加えて, Mn の固溶強化作用による地の強度上昇により粒界強度が粒内に比べて相対的に低下したためであろうと考えられる. 一般に材料の脆性破壊応力は Griffith-Orowan の式⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾により

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi C(1-\nu^2)}} \quad (3)$$

で与えられる.

ここで σ_f は脆性破壊応力, E はヤング率, γ は新しい破面を作るのに必要な単位面積あたりのエネルギー, C は半 Griffith き裂長さ, ν はポアソン比を示す. 式(3)で $2C$ はき裂が伝播しうる臨界のき裂長さで, これは Fe-1~8 wt%Mn 合金鋼で破壊形態にあまり影響されないと仮定すると σ_f に影響を与える主な因子は γ となる. γ は新しい破面を作るのに必要な単位面積あたりのエネルギーであるが, 原子配列を考えると粒界破面を作る場合と粒内破面を作る場合で γ の大きさは異なることが考えられるので粒界破壊を生ずる場合の σ_f を σ_{fG} , γ を γ_G , 粒内破壊を生ずる場合の σ_f を σ_{fM} , γ を γ_M とすると式(3)はそれぞれ式(4), (5)となる.

$$\sigma_{fG} = \sqrt{\frac{2E\gamma_G}{\pi C(1-\nu^2)}} \quad (4)$$

$$\sigma_{fM} = \sqrt{\frac{2E\gamma_M}{\pi C(1-\nu^2)}} \quad (5)$$

ここで γ_G は粒界破面を生ずるために必要な単位面積あたりのエネルギー, γ_M は粒内破面を生ずるために必要な単位面積あたりのエネルギーを示す.

Fig. 8 Schematic illustrations of the fracture mode in Fe-Mn alloy.

粒界破壊を生ずるための破壊応力と粒内破壊を生ずるための破壊応力の差は式(6)となる。

$$\sigma_{fG} - \sigma_{fM} = \sqrt{\frac{2E\gamma_G}{\pi C(1-\nu^2)}} \left(1 - \sqrt{\frac{\gamma_M}{\gamma_G}}\right) \quad (6)$$

γ_G が γ_M よりかなり大きくなると $\sigma_{fG} > \sigma_{fM}$ となり粒内破壊となるが、 γ_M が γ_G よりかなり大きくなると $\sigma_{fG} < \sigma_{fM}$ となり粒界破壊が優先することになる。 γ_M と γ_G がほぼ同程度の大きさでは粒界と粒内が混在した破壊形態をとる。

Fig. 8 にこのような破壊形態変化の模式図を示す。Mn 量が 4.80 wt% 以上でシャルピー衝撃破面に粒界破壊が顕著に生じ Mn 量の増大にともなうその割合が多くなる事実は Mn 量を高くするにつれて固溶強化により地の強度が上昇し γ_M が γ_G を上回るようになり $\sigma_{fG} < \sigma_{fM}$ となって粒界破壊が生ずるためであろうと考えられ、Mn は鉄の γ に与える影響が大きいことが推察される。

V. 結 論

1~8 wt% Mn を含む Fe-Mn 合金 (C 含有量は 0.002 wt% 以下と微量) について微視組織、強度および靱性に寄与する材料因子の解析を行い、次の結果を得た。

(1) Fe-Mn 合金の降伏強さは微視組織依存性が大きく、Mn 量が約 2 wt% 以下と低いと等軸フェライト組織であり降伏強さは低い。Mn 量が 2~4 wt% の範囲で生成するマシーブフェライトなる変態組織の降伏強さは高く、Mn 量がさらに高くなって生成するラスマルテンサイト組織の降伏強さは極めて高い。

(2) 等軸フェライト組織を有する合金の降伏強さへの寄与は結晶粒による寄与と固溶強化が大きい。マシーブフェライト組織やラスマルテンサイト組織を有する合金の降伏強さへの寄与は固溶強化と共に転位による寄与が大きく後者ではさらにラス境界とパケット境界による寄与が付加される。

(3) 靱性の目安となるシャルピー衝撃遷移温度 T_s と破壊面単位との間には良好な相関関係が成り立つ。

(4) 脆性温度域で Mn 量により衝撃破面形態が異なり、Mn 量が約 3 wt% 以下の低 Mn 合金は劈開破壊を示すが Mn 量の増加と共に粒界破壊の混在する割合が増加し、Mn 量が 7.5 wt% の高 Mn 合金ではほぼ全体が粒界破壊を示す。

文 献

- (1) J.D. Bolton, E.R. Petty and G.B. Allen : Met. Trans., **2**(1971), 2915.
- (2) L. Å. Norström : Scand. J. Met., **5**(1976), 159.
- (3) G.R. Speich and H. Warlimont : J. Iron Steel Inst., **206**(1968), 385.
- (4) G.R. Speich and P.R. Swann : J. Iron Steel Inst., **203**(1965), 480.
- (5) H. Mårtensson : Met. Trans., **2**(1971), 3490.
- (6) M.J. Roberts : Met. Trans., **1**(1970), 3287.
- (7) A.K. Patwardhan, M.H. Saxena and J.A. Whiteman : Trans. ISIJ, **16**(1976), 295.
- (8) N.J. Petch : *Fracture*, John Wiley, New York, (1959), 59.
- (9) 大谷泰夫, 寺崎富久長, 邦武立郎 : 鉄と鋼, **58**(1972), 434.
- (10) S. Matsuda, T. Inoue and M. Ogasawara : Trans. JIM, **11**(1970), 36.
- (11) 寺崎富久長, 大谷泰夫 : 鉄と鋼, **58**(1972), 293.
- (12) F. Terasaki : Acta Met., **15**(1967), 1057.
- (13) W.C. Leslie : Met. Trans., **3**(1972), 5.
- (14) A.R. Marder and G. Krauss : *Proc. 2nd Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys*, ASM, (1970), 822.
- (15) Y. Bergström and Å. Josefsson : Scand. J. Met., **3**(1974), 259.
- (16) J.A. Rinebolt and W.J. Harris : Trans. ASM, **43**(1951), 1175.
- (17) Y. Ohmori and F. Terasaki : Trans. ISIJ, **16**(1976), 561.
- (18) A.A. Griffith : Phil. Trans. Roy. Soc. London, **A 221**(1920), 163.
- (19) E. Orowan : Welding. J., **34**(1955), S.157.
- (20) H. Conrad : Trans. JIM, **9**(1968), 481.
- (21) J.C.M. Li : Trans. Met. Soc. AIME, **227**(1963), 239.
- (22) W.P. Rens, B.E. Hopkins and H.R. Tipler : J. Iron Steel Inst., **177**(1954), 93.