

論 文

UDC 669.14.018.8 : 669.15'26-194.57 : 669.15'24'26-194.5 : 539.4.096

Fe-26% Cr 合金の低温靱性と脆化挙動におよぼす
Ni 量とオーステナイト相の影響*

中野 恵司** · 金尾 正雄*** · 星野 明彦**

Effects of Ni Content and Austenite Phase on Low Temperature
Toughness and Embrittlement Behaviour of Fe-26% Cr Alloys

Keishi NAKANO, Masao KANAO, and Akihiko HOSHINO

Synopsis:

The effects of Ni content and microstructure on the embrittlement of Fe-26% Cr alloys containing up to 10% Ni by reheating at a temperature range of 400 to 750°C were investigated. Furthermore, mechanical properties at low temperatures of ferritic alloys in annealed conditions were also investigated and the following results were obtained.

(1) The addition of Ni to high Cr ferritic alloys promoted the occurrence of deformation twinning during tensile test.

(2) The fracture of Fe-26% Cr ferritic alloy tested at -196°C occurred without any plastic deformation, but the alloy containing 6% Ni exhibited a good ductility and strength due to the work-hardening effect of deformation twins.

(3) The peaks of embrittlement by reheating were observed at 450, 500 and 750°C in case of the ferritic alloy annealed at 1000°C, while the embrittlement peaks of the two phase alloy were observed at 500 and 750°C.

(4) The embrittlement of the ferritic alloy appeared within short heating times in comparison with the phase alloy that produced the embrittlement after long heating times. The causes of embrittlement observed at 750°C were different each other.

1. 緒 言

オーステナイト系ステンレス鋼は塩化物を含む高温水などで応力腐食割れ (SCC) を起こしやすいという欠点がある。これに対し、フェライト系ステンレス鋼は同様な環境で SCC を起こし難いので、耐 SCC 材として高純度高 Cr フェライトステンレス鋼¹⁾²⁾が注目されてきた。

高 Cr フェライトステンレス鋼の低温脆化は侵入型元素を低減することによってかなり改善されるが、依然として問題であることには違いない。また σ 相の析出には長時間を要するので実用上問題は少ない³⁾とされているが、475°C 脆性は避けることができない。この脆化の原因として、以前は炭(窒)化物の析出⁴⁾なども考えられた

が、現在の大勢はスピノーダル分解に基づく 2 相分離反応によるものと考えられている^{5)~7)}。しかし、炭化物反応自体複雑であり、析出温度範囲が広いので、炭(窒)化物の析出も脆化挙動と関連して無視できない。

一方、フェライト (α) を含む 18-8 系鋳鋼品などが完全なオーステナイト (γ) 組織の圧延材などより SCC を起こし難い⁸⁾ ことから、圧延材としての 2 相ステンレス鋼⁹⁾¹⁰⁾ が耐 SCC 材として開発されてきた。

この種の鋼の機械的性質は HAYDEN¹¹⁾¹²⁾らや藤村¹³⁾らによつて研究されており、50~60% の α を含む 2 相ステンレス鋼の引張性質はフェライト的な特性を持つことが明らかにされている。また、高 Cr フェライトステンレス鋼と同様に 475°C 脆性、 σ 脆性が存在する⁹⁾¹⁴⁾¹⁵⁾。

このようなことから Ni を含む α 相の脆化挙動を明ら

* 昭和 49 年 11 月本会講演大会にて発表 昭和 50 年 11 月 27 日受付 (Received Nov. 27, 1975)

** 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 3-12, 2 chome Nakameguro Meguro-ku Tokyo 153)

*** 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

Table 1. Chemical composition of alloys tested (wt%).

Alloy No.	C	Cr	Ni	Si	Mn	P	S	N	O
1	0.001	25.47	0.005	0.009	0.001	0.003	0.009	0.0078	0.036
2	0.001	25.35	0.51	0.009	0.001	0.004	0.010	0.0098	0.041
3	0.001	25.41	1.00	0.009	0.001	0.004	0.009	0.0114	0.034
4	0.001	25.46	2.00	0.008	0.002	0.003	0.010	0.0130	0.034
5	0.001	25.75	4.00	0.007	0.002	0.003	0.009	0.0070	0.040
6	0.001	25.63	5.66	0.007	0.002	0.003	0.008	0.0081	0.031
7	0.001	25.76	10.01	0.009	0.002	0.003	0.010	0.0062	0.026

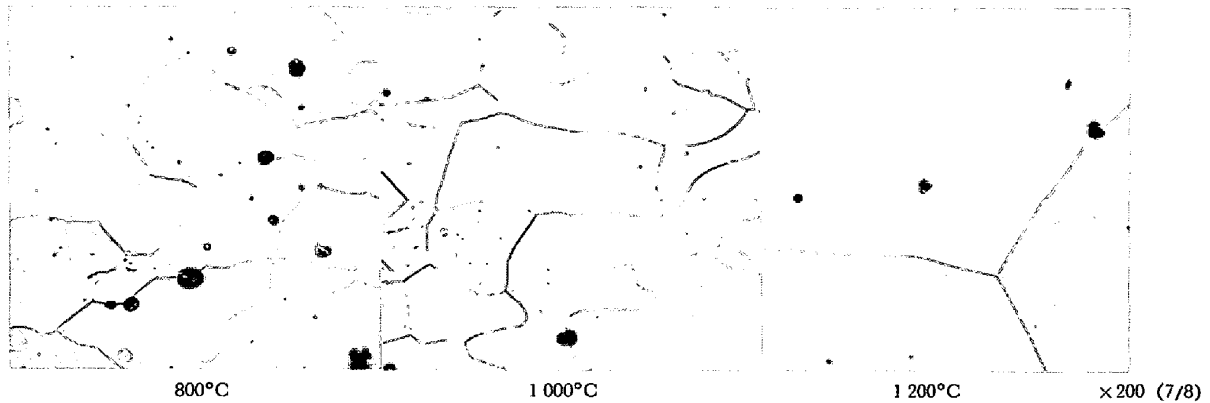


Photo. 1. Microstructures of Fe-26%Cr alloy annealed at various temperatures for 1hr.

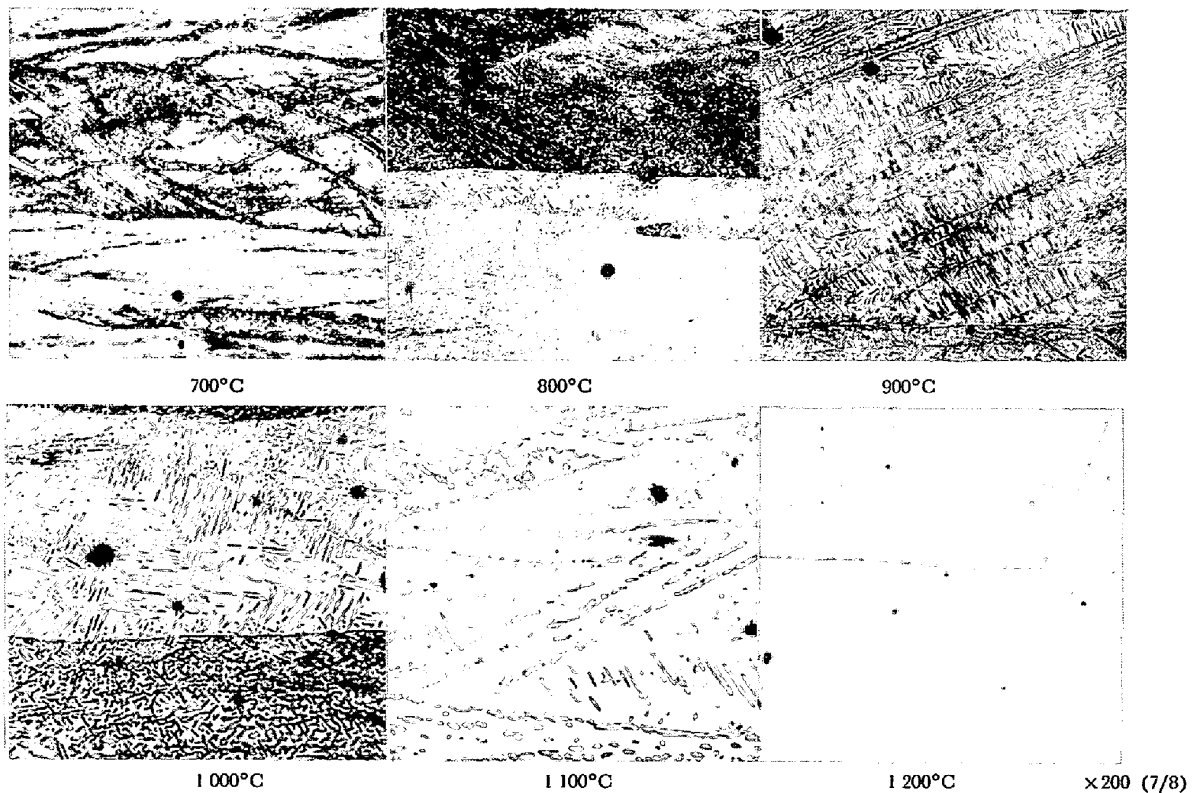


Photo. 2. Microstructures of Fe-26%Cr-6%Ni alloy annealed at various temperatures for 1hr.

かにすることは、2相ステンレス鋼の機械的性質を理解し、また、 γ 相の役割りを明らかにする上で重要である。

この研究は、Fe-26%Cr合金に0~10%のNiを添加して、固溶Ni量の異なる高Crフェライトステンレス鋼と γ 相の含有量の異なる2相ステンレス鋼を得て、

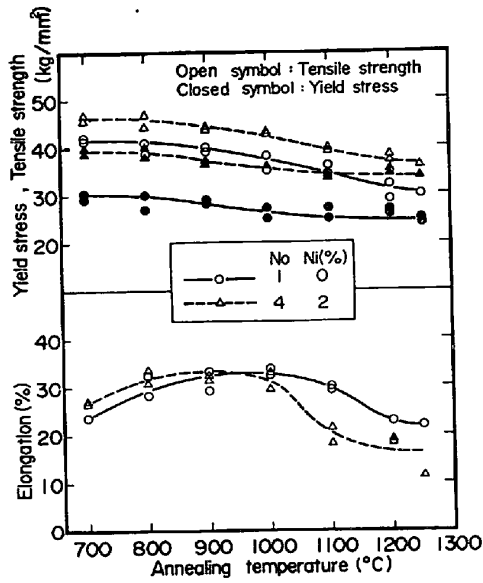


Fig. 1. Effect of annealing temperature on tensile properties of Fe-26%Cr alloys containing 0 to 2% Ni.

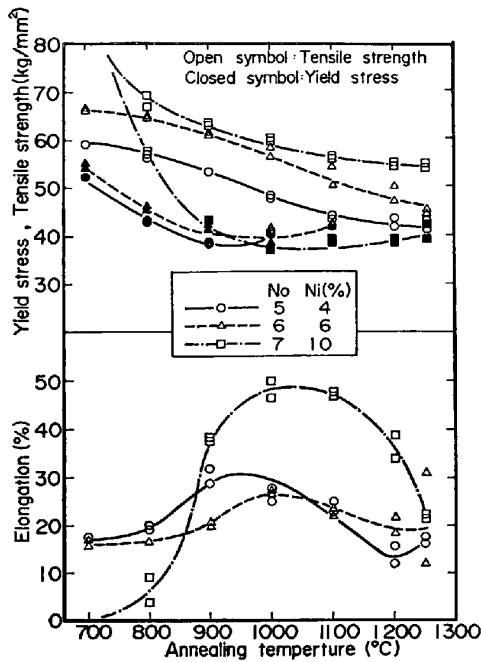


Fig. 2. Effect of annealing temperature on tensile properties of Fe-26%Cr alloys containing 4 to 10% Ni.

この両鋼種の靱性および各種脆性の特性を比較、検討するとともに、Niと γ 相の影響を明らかにしようとしたものである。そのさい、2相ステンレス鋼の機械的性質を支配していると考えられる α 相の性質を知るために、とくに、Niを含むフェライト鋼については引張性質の温度依存性を調べ、その中で重要な役割りを示していると考えられる変形双晶に関する若干の検討を行なつ

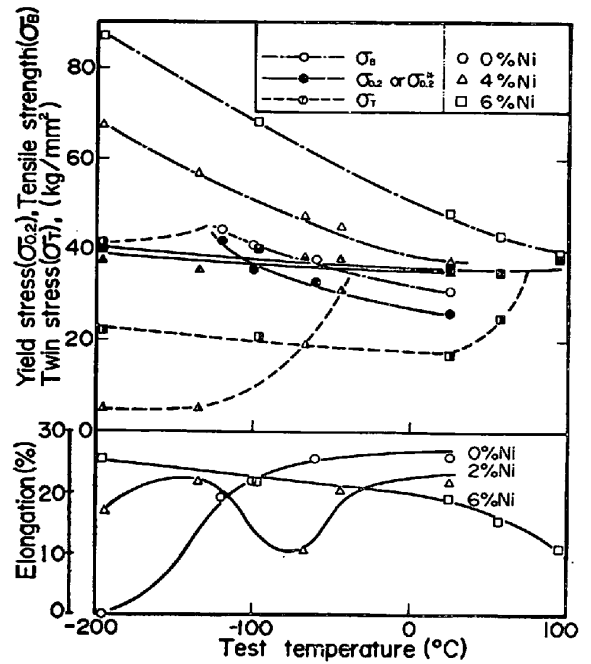


Fig. 3. Variation in tensile properties at low temperature of high Cr ferritic alloys containing 0, 2 and 6% Ni.

た。

2. 供試材および実験方法

Cr量を26%と一定にし、Ni量を0~10%に変化させた7鋼種を高純度原材料を用いて高周波真空溶解炉により17kg溶製した。化学成分をTable 1に示す。なお、脱酸剤はとくに添加しなかつた。1250°Cに加熱して板厚30mmまで鍛造したのち、水素雰囲気中で1250°C×4hrの保持後炉冷の均質化処理を施した。再び1250°Cに加熱し、5.5mmと2.5mm厚さまで熱間圧延した。前者は約2.5mmに冷間圧延してシャルピー衝撃試験片にあて、後者は約1.2mmに冷間圧延して引張試験片に供した。なお、各試験片は長手方向が圧延方向と平行にした。衝撃試験は板厚2.5mmのJIS4号試験片を用い、低温の脆化挙動を調べる場合を除いて0°Cで行なつた。引張試験は板厚1mm、平行部の幅4mm、標点間距離 $3\sqrt{A}$ mm (A は平行部の断面積)の試験片を用い、低温の性質を調べる場合を除いて室温でひずみ速度 3×10^{-2} /minで行なつた。

3. 実験結果

3.1 焼なまし温度の影響

3.1.1 組織

焼なまし温度を決定する必要があるので、他の実験に先立ち、組織および引張性質への影響を調べた。

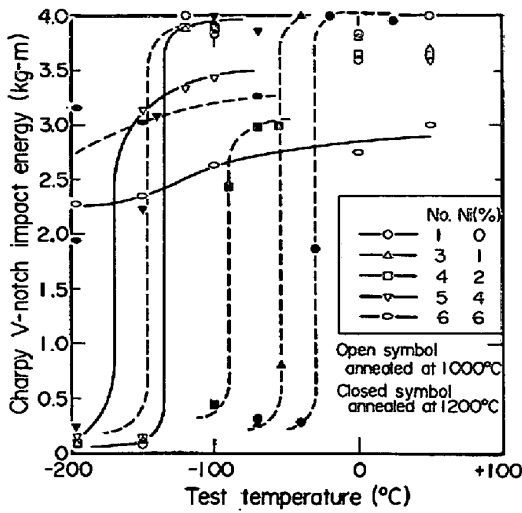


Fig. 4. Effect of Ni content on impact transition curves of Fe-26%Cr alloys containing 0 to 6% Ni annealed at 1000 and 1200°C. (quarter thickness charpy impact specimen)

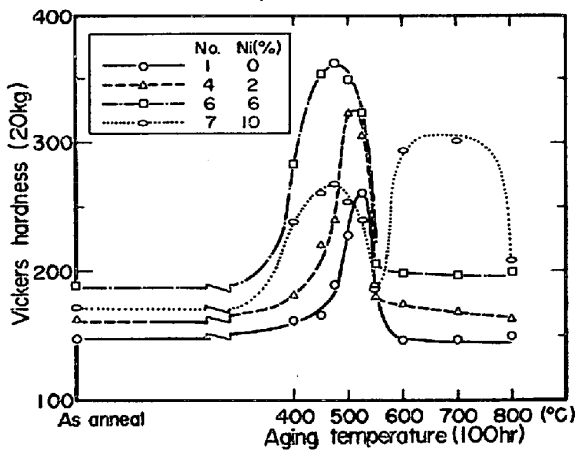


Fig. 5. Variation in Vickers hardness of Fe-26%Cr alloys containing 0 to 10% Ni aged at various temperatures for 100 hr.

Photo. 1, 2 に冷間圧延材を 700~1200°C の各温度に焼なまし、水冷して得られた光学顕微鏡組織の例を示した。No. 1~4 は全焼なまし温度で α 相であったが、1100°C 以上の焼なましでは結晶粒の粗大化が著しかった。No. 5~6 は熱間圧延組織は α 単相であり、冷間圧延によつて変形双晶が生じた。それぞれ、1000, 1100°C 以下の焼なまし温度で α と γ の 2 相組織となつたが、 γ 相は α 粒界のみならず双晶界面からも析出した。より高温の焼なましでは α 単相となつた。No. 7 は全焼なまし温度で 2 相であり、両相は均一に分布していた。

3.1.2 引張性質

Fig. 1, 2 に引張性質におよぼす焼なまし温度の影響を

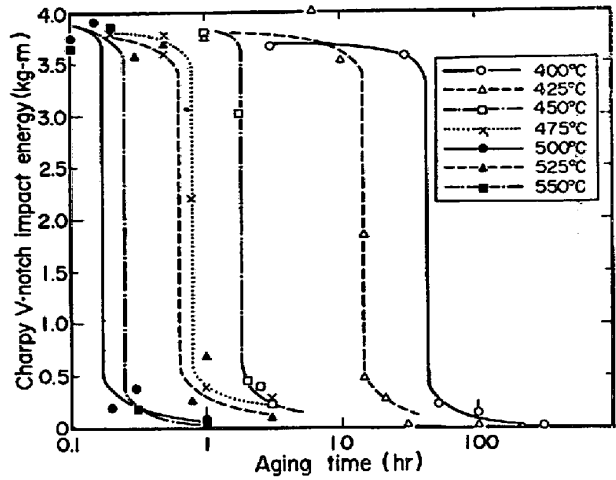


Fig. 6. Effect of aging temperature and time on charpy V-notch impact energy of Fe-26%Cr alloy. (quarter thickness charpy impact specimen).

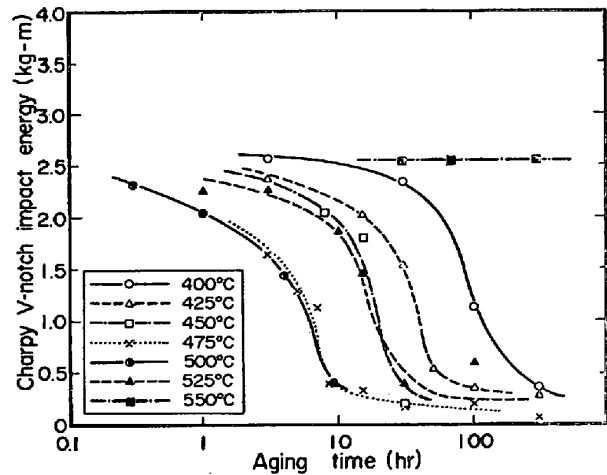


Fig. 7. Effect of aging temperature and time on charpy V-notch impact energy of Fe-26%Cr-6%Ni alloy. (quarter thickness charpy impact specimen).

示した。焼なまし温度の上昇に伴い引張強さは低下した。単相合金の耐力は 1000°C 以上の焼なましで一定となつたが、2 相合金では増加する傾向にあつた。しかし、No. 5, 6 が単相組織になると変形双晶 (以後双晶) の発生があり、Fig. 2 に耐力はプロットしていない。

上述の結果から標準的な焼なましは 1000°C で行なつた。

3.2 機械的性質に及ぼす試験温度の影響

3.2.1 フェライト合金の低温における引張性質

この実験においては、6%Ni を含む試料まで α 単相組織が得られる上に、粗粒ほど双晶発生が容易になる¹⁶⁾¹⁷⁾ ので 1200°C で焼なましを行なつた試料を用いた。用いた試料は No. 1, 4, 6 である。なお、Ni 量の変化で結

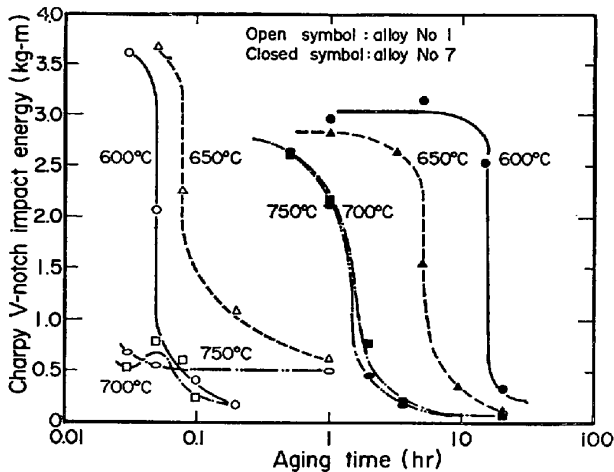


Fig. 8. Effect of aging temperature and time on Charpy V-notch impact energy of Fe-26%Cr and Fe-26%Cr-10%Ni alloy. (quarter thickness Charpy impact specimen).

晶粒径に変化は見られなかった。Fig. 3 に試験結果を示した。

No. 1 の変形は主にすべり変形のみであったが、Ni量の多い試料では双晶による変形が多くなった。しかし、試験温度が高いとき双晶が先行したのち主変形はすべり変形によった。この時の降伏応力は後述の Fig. 10 に示すように双晶変形量+0.2%ひずみ量の応力を求め σ_{s2} とした。また、 σ_T は双晶発生応力である。

No. 1 は試験温度の低下によって強度の増加と伸びの低下が見られ、特に -100°C で急に変化した。 -196°C では双晶の発生とともに脆性破壊した。No. 6 は 95°C ではすべり変形のみであったが、 60°C で双晶の発生が見られ、より低温で多くなった。 σ_B が試験温度の低いほど増加が著しいのに対し、 σ_{s2} の増加はわずかであった。また、伸びはNo. 1 と異なり低温ほど増加した。No. 4 はNo. 1 とNo. 6 の中間の性質を示し、特に伸びは試験温度が -60°C までは低下するが、より低温で増加し -196°C では再び低下した。

3.2.2 衝撃遷移温度

Fig. 4 に 1000°C と 1200°C で焼なましを行なった各合金の衝撃遷移曲線を示す。 1000°C 焼なましでは、単相合金の遷移曲線は重なっており、遷移温度はいずれも -130°C であった。2相合金は γ 量の増加に伴って遷移温度は低下した。

焼なまし温度が 1200°C の場合、 α 単相合金でもNiの影響が見られたが遷移温度は 1000°C 焼なまし材に比べて上昇した。ただし、Ni含有量の多いNo. 6 は 1200°C の焼なましで単相組織になっても、 1000°C 焼なまし時の2相の時と同様に高い靱性を有していることは注目

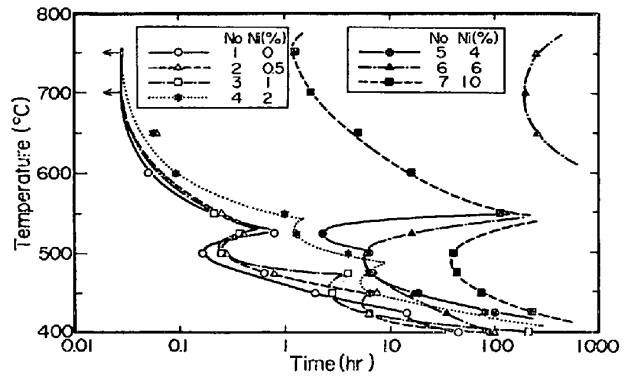


Fig. 9. Effect of aging temperature and time on embrittlement behaviour of Fe-26%Cr alloys containing 0 to 10% Ni annealed at 1000°C .

に値する。

3.3 再加熱の影響

3.3.1 硬さにおよぼす影響

Fig. 5 は 1000°C 焼なまし材を $400\sim 800^\circ\text{C}$ の各温度で100hr再加熱し水冷した試料の等時時効硬さ曲線を示す。全試料とも $475^\circ\text{C}\sim 525^\circ\text{C}$ 間に硬さのピークがあり、No. 7 はさらに 700°C 付近にもピークが現われた。前者は 475°C 脆性として知られるスピノーダル分解に基づくといわれる2相分解により、後者は σ 相の析出によることは疑いない。この図からNiは2相分離反応を促進させることが分かるが、同様な結果はBANDEL¹⁸⁾らも得ている。

3.3.2 衝撃性質におよぼす影響

再加熱による衝撃性質の変化をFig. 5の硬化域を中心とした温度で最長300hrまでの等温時効を行なった試料で調べた。

Fig. 6, 7 は $400\sim 550^\circ\text{C}$ 、Fig. 8 は $600\sim 750^\circ\text{C}$ の温度範囲で等温加熱を行なった後の衝撃吸収エネルギーの変化の例を示した。Fig. 6 と8 に示すように加熱時間の変化によって単相合金の衝撃値は急激に低下したが、とくに 600°C 以下の加熱の場合、2相合金の衝撃値の低下は比較的ゆるやかであった(Fig. 7)。 600°C 以上の加熱では、単相合金の衝撃値の低下は著しく短時間で生じたが、2相合金では長時間を要した。しかし、 γ 量の増加に伴って短時間側で生じた。

再加熱後の衝撃値が焼なまし試料の半分に低下した時脆化したと見なして、上述の結果を脆化が生ずる加熱温度と時間の関数として示したのがFig. 9である。硬さに関しては、再加熱によって2相分離反応による変化と σ 相析出による変化しか生じなかったにもかかわらず、衝撃性質においては、単相合金には約450、500および

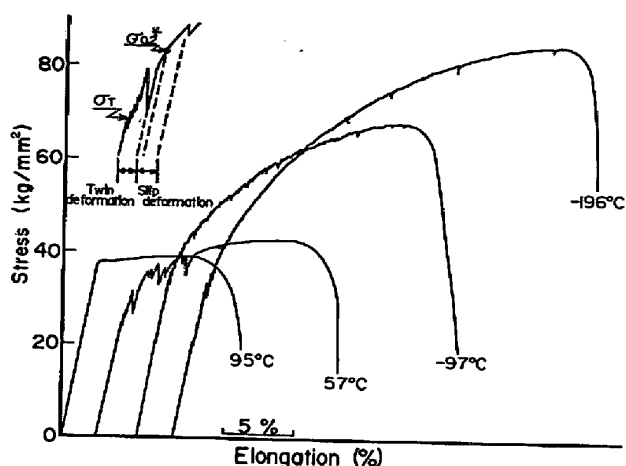


Fig. 10. Stress-strain curves of ferritic Fe-26%Cr-6%Ni alloy annealed at 1200°C in test temperature range of 95 to -196°C.

750°C 付近にピークを持ち、また、2相合金では約 500、および 750°C 付近にピークを持つ脆化域が認められた。

単相合金に現われた最も低温の脆化域は No. 1 から No. 4 にかけて明瞭に現われ、かつピーク温度は高温側へ移行した。次に高温の脆化域のピークは Ni 含有量にかかわらず、500°C であった。Ni の添加は硬さ増加を促進させたにもかかわらず、2% 以上の Ni 量で脆化は長時間側へ移行した。500°C 以上で現われる脆化域は温度範囲も広く、700°C 以上の加熱ではごく短時間で生じているので正確な脆化時間は求められず、Ni の効果も明らかではない。

2相合金の場合、500°C の脆化は γ 相の多い合金ほど長時間側へと移行した。しかし、600°C 以上の加熱温度の場合には、No. 5 は実験の範囲内で脆化せず、No. 6 は 300 hr で、No. 7 は数時間で脆化した。

4. 考 察

4.1 高 Cr フェライト合金の低温における引張性質の変化

高 Cr フェライト合金の引張性質に及ぼす試験温度と Ni の影響は次のようにまとめられる。

1) $\sigma_{0.2}$ を見ると、Ni は室温付近で固溶硬化を生じ低温では固溶軟化を生じた。2) Ni 含有量が多いほど σ_B は高く低温ほど著しくなる。一方、 $\sigma_{0.2}$ の温度依存性は減少した。3) Ni を含まない試料の伸びは低温ほど低下したが、6%Ni 合金の伸びは増加し、2%Ni 合金ではいったん低下したのち再び増加する特異な挙動を示した。

1) についてはこれまで純鉄などにおける Ni の影響を調べた報告^{19)~21)}と一致した。

6%Ni を含む試料の試験温度による応力-ひずみ曲線の変化を Fig. 10 に示す。図から明らかな様に温度の低下に伴って双晶発生によるセレーションが多くなり、強さおよび伸びが増加していることがわかる。

双晶の発生がその周辺に塑性変形を導き、微細な双晶自体の存在とともに大きな加工硬化を起すと考えられ、双晶の発生が低温ほど多いので強度と伸びを増大させる。このような挙動は準安定オーステナイト鋼にみられる変態誘起塑性と現象的に類似しており、双晶が強度と延性に寄与することは注目すべきである。なお、均一伸びに対する変形双晶の効果については 1150°C で溶体化したマルエージ鋼について細見²²⁾らが示唆している。

一方、試験温度による No. 4 の伸びの変化は次のように説明できよう。室温付近の変形はおもにすべり変形による。したがって、温度とともにいったん伸びは減少するが、さらに低い温度では変形は双晶が支配するようになり、No. 6 と同じく双晶が徐々に生じて伸びは増加する。しかし、Ni 量が少ないため -196°C では数%の双晶変形後、もはや双晶発生による応力集中を緩和し得なくなり、局部収縮を起こすことなく不安定破壊し、伸びは再び低下する。

4.2 変形双晶の発生応力

変形双晶が本実験結果に著しい影響を与えていることは上述したことから明らかである。引張試験において観察された双晶に関する結果をまとめると次のとおりであった (Fig. 3 参照)

1) 双晶が生じる温度は Ni 量が増加するほど高温であった。2) 双晶発生応力は低温になるとともに次第に低下し、ついで、ほとんど温度依存性がなくなった。3) 双晶発生応力に対する Ni 含有量の影響は温度によつて変化した。

双晶変形は試料全体に一樣に生ずるものではなく、応力集中部で部分的に生ずるものであるから、集中応力値を正しく示すことはできない。したがって、双晶発生応力はあくまで見かけ上の発生応力である。

双晶発生に関して、鉄単結晶では双晶発生以前、少量の前ひずみを導入したとき不均一な塑性変形が起こり、それによる応力集中が双晶発生を促進し、多量の前ひずみは逆に応力集中を緩和して双晶発生を抑制する²³⁾²⁴⁾。Fe-3%Si 合金の粗大粒の試料では、中性子照射により双晶発生応力は低温になるとともに低下する¹⁶⁾。他の実験による²⁵⁾と、No. 4 の試料を 10% 冷間加工後、150°C × 1hr 時効したとき室温の引張試験で双晶が発生した。

双晶の発生機構は十分に解明されたとはいえないが、これらのことから全面降伏前のすべり転位が何らかの障

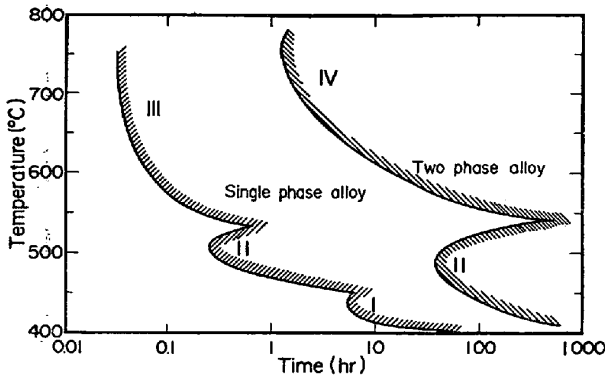


Fig. 11. Schematic representation of embrittlement behaviour of high Cr ferritic alloy and two phase alloy.

害によつて双晶核を発生するようである。これらの障害物は介在物や析出物などが考えられ、引張応力を高めて行くと全面降伏前にこれらの場所の応力は高くなり、ミクロ的な降伏が生じ、双晶を発生させるに必要な応力に達すると考えられる。

Ni は一般的に交叉すべりを容易にし²⁶⁾、双晶の発生を抑制する²⁷⁾といわれているが、一方、Fe-Cr合金では2相分離反応を促進させ、焼なまし後の急冷によつて完全に阻止できない可能性もあり、双晶発生が容易になるのかもしれない。今後、双晶発生機構の解明とともに、Niの役割を明らかにするにはより多くの研究が必要であろう。

4.3 衝撃遷移温度

α 単相組織の場合、1000°C 焼なまし材の衝撃遷移温度に Ni の影響は見られなかつたのに対し、1200°C 焼なまし材には好影響が現われた。前者の α 粒径は約 100 μ で、後者のそれは約 800 μ であり、ともに Ni 含有量によつて差はなかつた。また、他の実験²⁵⁾において粒径が約 200 μ のとき Ni の効果は若干認められた。すなわち、結晶粒が粗大であるほど Ni の影響はより顕著であつた。このような結晶粒度依存性については Fe-3%Ni 合金について門間²⁷⁾らが示唆している。結晶粒が微細であるほど同じ応力下で集積可能な転位数は少なく、したがつて双晶発生に必要な集中応力に達し難いので、双晶は発生し難い。脆性破壊と双晶は密接な関係を有していると考えられることから、双晶が発生しやすい条件で Ni の効果が現われやすいのかもしれない。

Ni が低温靱性を向上させるという事実は各種の試料で多くの報告がある。そして、結晶粒および組織の微細化²⁶⁾、双晶発生抑制²⁷⁾あるいは、交叉すべりの容易さ²⁶⁾への影響などによつて説明されている。

本実験では、Ni 含有量の差に基づく結晶粒度の差は

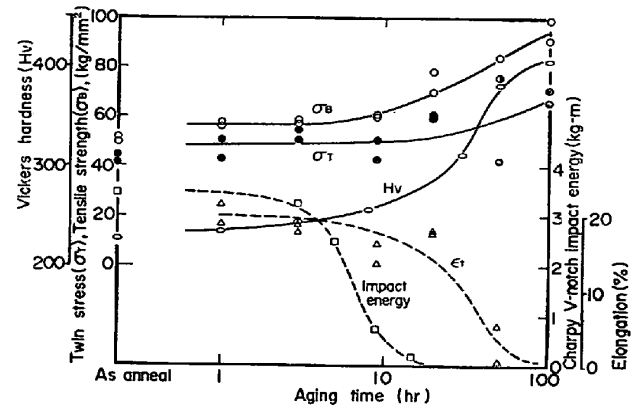


Fig. 12. Variation in tensile properties, hardness and impact energy of ferritic Fe-26%Cr-6%Ni alloy annealed at 1200°C and aged at 500°C as a function of aging time.

認められず、遷移温度の低下を組織の微細化では説明できない。

一般に試験温度が低くなると変形様式がすべり変形から双晶変形に変わる²⁹⁾。B. C. C 合金では双晶が発生すると多くの場合不安定破壊に至る³⁰⁾と考えられている。このため門間²⁷⁾は Ni の添加が双晶を抑えたことから、このことが靱性の向上に一部寄与していると報告している。

本実験では、4%以上 Ni を含む単相組織試料では、室温の引張試験においてすら双晶の発生が見られる。また、前述のように、双晶発生開始温度の点からも、また見かけの発生応力の点からも Ni はむしろ双晶発生を促進するといえる。したがつて、この場合 Ni 添加によつて衝撃遷移温度が低下するのは双晶発生抑制以外にある。Ni の添加によつて、一方では双晶が発生してすべり変形に比較してより大きな応力集中が生ずるが、前述した $\sigma_{0.2}$ の温度依存性が減少することからもわかるように、塑性変形によつて応力集中を緩和する能力がそれ以上に高まり、より低温まで靱性の低下が生じないと考えられる。

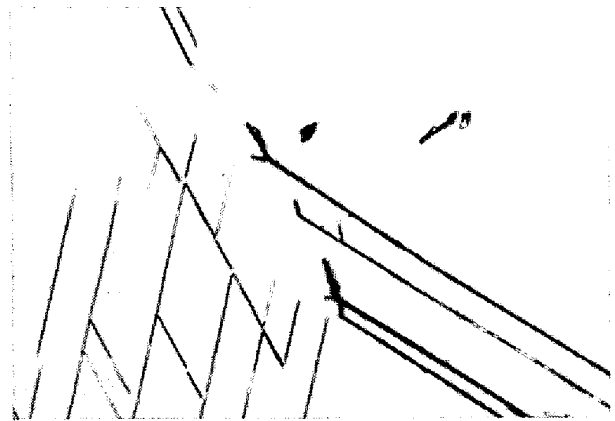
4.4 再加熱による脆化

焼なまし材の再加熱すると、単相合金の場合は三つの、2相合金では二つの脆化域が現われた。Fig. 11 は上述の結果の模式図である。

単相合金の脆化域を低温から I, II, III と呼ぶことにする。脆化域 I は No. 1 から No. 4 にかけてより明らかに現われる。Ni が 2相分離反応を促進することから 475°C 脆化の前段階の可能性も考えられる。しかし、後述の Fig. 13 からわかるように No. 6 の単相試料に領域 I は現れない。一方、No. 1 から No. 4 にかけて N 量が系



(a) annealed at 1200°C



(b) aged at 500°C for 50hr ×200

Photo. 3. Microstructures of surface on tensile specimen of ferritic Fe-26%Cr-6%Ni alloy.

統的に増加しているが No. 6 の N 量は No. 1 と同程度であり、領域 I の出現と N 量がよく対応している。それ故、この領域の脆化には侵入型元素が重要な係わりを有していると考えられる。この温度範囲では炭(窒)化物の析出も起こり³¹⁾³²⁾、またそれが 475°C 脆性の原因とされたこともある⁴⁾。ことに、Cr-C 系には存在しないとされている Cr₂C が高 Cr 鋼を焼もどした時、中間相として存在する³³⁾ということが脆化原因の解明の手掛りとなると考えられる。しかし、透過電顕観察を行なつたが確かめることはできなかった。

脆化域 II はこの脆化曲線から得られた見掛けの活性化エネルギーが 58 kcal/mol と Cr の拡散の活性化エネルギーにほぼ等しく、硬さ増加を生じた温度範囲 (Fig. 5) と一致したことから、いわゆる 475°C 脆化と考えられる。2 相合金の低温側の脆化も同じく 475°C 脆化と考えられ、したがって Fig. 11 で II と記した。

475°C 脆性に双晶が重要な役割を担っていることが多くの研究者によつて指摘されている⁶⁾³⁴⁾³⁵⁾。宮崎ら⁶⁾は 2 相分離を起こした試料を僅かに変形した時双晶が発生

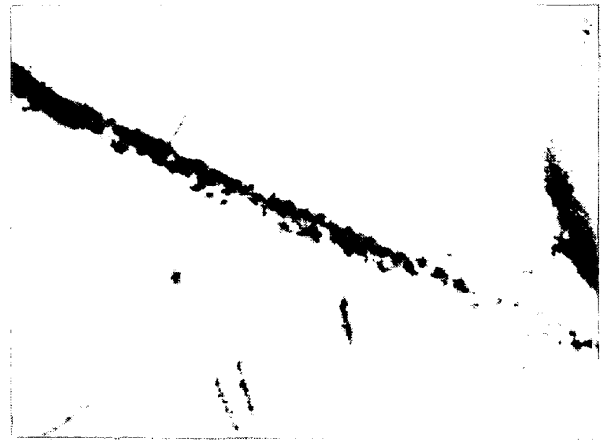


Photo. 4. Transmission electron micrograph of Fe-26%Cr alloy aged at 600°C for 1 hr.

し、脆化することを報告している。しかし、前述の低温靱性の場合と同じく双晶発生と脆化の関係は必ずしも一義的ではない。

Fig. 12 に No. 6 の単相組織の試料を 500°C で時効した時の硬さ、引張性質および衝撃値の変化を示した。No. 1 の場合は 3 hr の時効によつて $\sigma_{0.2}$ が焼なまし材より僅か 5 kg/mm² しか増加していないにもかかわらず、引張試験において降伏後直ちに脆性破壊を起こした。この時、破面はへき開型で双晶の痕跡が見られる。No. 6 の単相試料の場合、全面降伏より前に双晶が発生するが、時効の進行に伴つて発生応力は高まり、また発生頻度は増加した。伸びの変化は強度の変化によく対応しているが、衝撃値の低下はかなり早い。特に No. 1 は顕著であった。

Photo. 3 は No. 6 の焼なまし材と時効材の双晶とその先端の塑性変形域を示す。引張試験で最初に双晶発生による荷重低下が起きた時、直ちに除荷して試料表面を見たものである。No. 1 では双晶の発生が直接破壊へ結びつくが No. 6 では、双晶は多くの場合粒界などで止められており、応力集中を緩和するため双晶の先端は塑性変形をしている。この双晶先端の変形域は時効材の方が小さい。2 相分離の進行に伴い、双晶先端の集中応力をすべり (もしくは双晶) 変形で緩和できなくなると、き裂を生ずるようになると考えられる。

No. 1 と No. 6 を比較すると、Ni の添加によつて、2 相分離は促進され、双晶も発生しやすくなつたにもかかわらず、No. 6 の方がゆつくりと衝撃値は低下した。Ni を含むマトリクス の靱性の改善効果がここにも現われていると考えられる。

600~800°C の温度範囲で生じる脆化は σ 相または炭

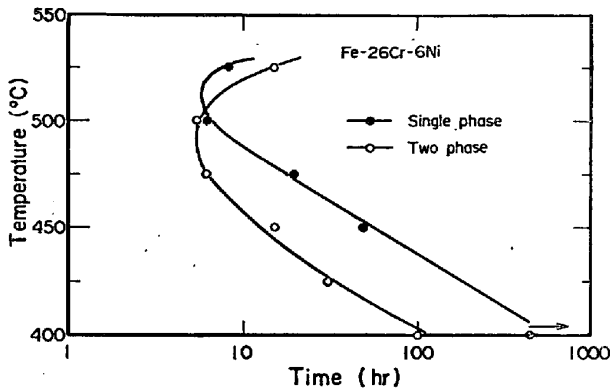


Fig. 13. Effect of microstructure on 475°C embrittlement of Fe-26%Cr-6%Ni alloy.

(窒)化物の析出が原因と考えられる。単相合金では σ 相の析出には1000hr以上を要し、硬さ増加は全く生じない。一方、2相合金のNo.7はFig.5からもわかるように著しい硬さ増加を示し、 σ 相が観察された。そこでこの実験に現われた両者の脆化原因は異なると考えられるので、単相の場合をⅡ、2相の場合をⅣと記号を付した。

単相合金の脆化した試料にはPhoto.4に示すような微細な析出物が粒界に存在しているのが観察された。高Cr鋼の炭化物反応は複雑に変化するので、Photo.4に観察された粒子が炭化物らしいことは予想されるが、どの形の炭化物であるかを明確にするにはデータが不足である。しかし、析出物から得られた回折像にストリークがあることから Cr_7C_3 ³⁶⁾の可能性を示唆している。

これらの炭(窒)化物は粒界に沿って析出しているにもかかわらず、割れの伝播は粒内のへき開型であった。しかし、No.6の単相試料のようにNiを多く固溶し、マトリクス靱性が高くなると割れは粒界に沿って伝播するようになった。

領域Ⅲの脆化原因は炭化物の析出と考えられる。しかし、この脆化原因を完全に阻止することができても、長時間の加熱では σ 相の析出による脆化が生じることは考えられる。

2相合金の領域Ⅳにおいては α が σ と γ に分解しはじめるとともに急速に脆化しており、いわゆる σ 脆性である。No.7がもつとも顕著なのは α 相中のCrが30%を越えているのが主原因であるが、Niも σ 相促進効果を持っている³⁷⁾こともあづかつていよう。

なお、硬さと衝撃値の関係を見ると、領域ⅠとⅢでは硬さに変化が生じないにもかかわらず衝撃値は低下し、また領域Ⅱにおいては硬さに変化が現われはじめるよりかなり以前の加熱時間で著しく低下した。これに対し、

領域Ⅳにおいては硬さの変化と衝撃値の変化はかなり一致していた。これは、上述してきたそれぞれの脆化原因を考えるとうなずけよう。また、このうちCやNに起因すると思われるⅠとⅢは、焼なまし温度を低くすれば抑えられるか、少なくとも軽減できる問題かも知れない。しかし、溶接を考えればやはり重要な問題である。

4.5 2相組織における α 、 γ 相の役割

再加熱による脆化はすでに述べたように α 相で生ずる現象である。Ni添加量を増やして γ 相を多くした場合に475°C脆性を抑える効果を示した(Fig.9)。しかし、同一組成の試料による比較では必ずしも2相組織は優れておらず、むしろ低温側に脆化域を広げる(Fig.13)。2相の α 中へのCr富化による2相分離の促進とNi量の低下による靱性の低下が γ 相の存在を相殺する以上に働いている。

σ 相の析出は α 相中のCr量が26%程度では1000hr以上の加熱を要するが、Niを添加して2相となると α 相中のCrの増加、Niの低下のため短時間で析出し、脆化する。しかし、同一加熱温度で単相合金に現われる炭(窒)化物は、2相合金では γ のC、Nの吸収作用のため析出せず、これに基づく脆化を阻止する。少量の γ 相を含むNo.5が本実験の範囲内で高温の脆化が生じなかったのはこれらのことから理解されよう。

5. 結 言

Fe-26%CrにNiを添加し、Ni量の異なつたフェライト合金と2相合金を得た。そして、低温靱性と再加熱によつて生じる脆化挙動を調べ、次の結果を得た。

(1) 高Crフェライト合金の低温における機械的性質におよぼすNi量の影響について。

(i) Ni量によるみかけの降伏応力の温度依存性はFe-Ni合金における結果と一致し、室温付近で固溶硬化、低温で固溶軟化を示した。

(ii) 引張試験では変形双晶はNi量の増加によつて発生しやすくなり、双晶発生開始温度は高くなつた。みかけの双晶発生応力は始め低温になるほど低くなり、ついでほぼ一定となつた。また、双晶発生応力に対するNi量の影響は温度によつて変化し、必ずしも一様でなかつた。

(iii) 引張試験によつて変形双晶が発生したとき、Fe-Cr合金では破壊を導いたが、Ni含有量の多い合金では双晶変形が加工硬化に寄与し、変態誘起塑性と類似の挙動を呈し、低温ほど優れた強度と伸びが得られた。

(iv) 衝撃遷移温度に対するNiの効果は結晶粒の影響を受けたが、結晶粒が大きい場合に好影響があらわれ

た。このとき Ni による低温靱性の向上は、双晶発生阻止効果ではなく、双晶発生による応力集中を塑性変形によつて緩和する能力が高まつたためと考えられる。

(2) 1000°C 焼なまし材を再加熱した時に現われる脆化挙動について。

(i) α 単相合金では、遷移炭(窒)化物の析出によると思われる脆化 (ピーク温度約 450°C)、2 相分離反応 (約 500°C) および炭(窒)化物の析出 (約 750°C) による 3 段の脆化域が現われた。2 相合金では、2 相分離反応 (約 500°C) および σ 相の析出 (約 750°C) による 2 段の脆化域が現われた。

(ii) 単相合金の脆化挙動に対する Ni の効果は 2 相分離反応を促進させたにもかかわらず脆化には長時間を要した。

(3) 2 相組織の効果について。

(i) 単相合金で見られた炭(窒)化物が原因となる脆化は、 γ の C, N の吸収作用により生じない。一方、 α 中に Cr が濃縮されるため σ 相の析出を促進させた。

(ii) 475°C 脆化に対する同一組成の試料の比較では、2 相組織はかならずしも優れているといえず、むしろ、低温側へ脆化域を広げた。

本研究をまとめるにあたり有益な討論をいただいた金属材料技術研究所、主任研究官、安中嵩氏に感謝いたします。

文 献

- 1) R. J. HODGES, C. D. SCHWARTZ, and E. GREGORY: Br. Corros. J., 7 (1972), p.69
- 2) K. E. PINNOW, J. P. BRESSANELLI, and A. MOSKOWITZ: Metals Eng. Quart., 15 (1975), August, p.32
- 3) A. J. LENA and M. F. HAWKES: Trans. AIME, 198 (1954), p.607; J. Metals
- 4) 長谷川正義: ステンレス鋼便覧, (1973), p.34 (日刊工業)
- 5) O. KUBASCHEWSKI and T. G. CHART: J. Inst. Metals, 93 (1964/65), p.329
- 6) 宮崎, 中垣, 矢島: 日本金属学会誌, 38 (1974), p.70
- 7) 今井, 泉山, 増本: 日本金属学会誌, 30 (1966), p.284
- 8) 水野, 鈴木: 日本金属学会会報, 8 (1969), p.716
- 9) R. KIESSLING: Scand. J. Met., 1 (1972), p.185
- 10) J. O. EDSTRÖM and B. LÖFBLAD: Werkstoffe Korrosion, 18 (1967), p.769
- 11) H. W. HAYDEN and S. FLOREEN: Trans. ASM, 61 (1968), p.474
- 12) S. FLOREEN and H. W. HAYDEN: Trans. ASM, 61 (1968), p.489
- 13) 藤村, 石井: 日本金属学会誌, 37 (1973), p.33
- 14) G. E. BEETGE and F. P. A. ROBINSON: Metals Materials, 7 (1973), p.408
- 15) P. JOLLY and J. HOCHMANN: Mem. Sci. Rev. Met., 70 (1973), p.117
- 16) D. HULL: Acta Met., 9 (1961), p.191
- 17) P. G. WORTHINGTON and E. SMITH: Acta Met., 14 (1966), p.35
- 18) G. BANDEL and W. TOFAUTE: Arch. Eisenhüttenw., 15 (1941/42), p.307
- 19) 田中, 渡辺: 川鉄技報, 1 (1969), p.8
- 20) 中村, 坂本: 鉄と鋼, 56 (1970), p.258
- 21) Y. BERGSTRÖM and A. JOSEFSSON: Scand. J. Met., 3 (1974), p.259
- 22) 細見, 芦田, 波戸, 石原: 鉄と鋼, 61 (1975), p.1012
- 23) 池田, 武内: 金材研技報, 10 (1967), p.471
- 24) 中田, 丹野, 塚越: 材料科学, 10 (1973), p.150
- 25) 金尾, 中野, 星野: 未発表
- 26) W. JOLLEY: Trans. AIME, 242 (1968), p.306
- 27) 門間, 須藤, 菊山: 日本金属学会誌, 31 (1967), p.758
- 28) 長島, 他: 鉄と鋼, 58 (1972), p.128
- 29) 小川: 材料科学, 10 (1973), p.97
- 30) 寺崎: 日本金属学会会報, 9 (1970), p.147
- 31) M. E. KASSEM, D. RÜHLICKE, H. VÖHSE, and F. GÜNTHER: Neue Hütte, 19 (1974), p.484
- 32) 長谷川, 武田, 竹下: 鉄と鋼, 60 (1974), p.1353
- 33) 金子: 鉄鋼の物性 II, 鉄鋼工学講座, 5 (1971), p.27 [朝倉書店]
- 34) 今井, 西野, 中川: 日本金属学会誌, 29 (1965), p.346
- 35) 美馬, 山口: 日本金属学会誌, 29 (1965), p.1182
- 36) D. J. DYSON and K. W. ANDREWS: JISI, 207 (1969), p.208
- 37) 態田: 日本金属学会誌, 30 (1966), p.579