

UDC 669.1-194 : 669.15'24-194 : 669.15'782-194 : 669.15'71-194 :
669.15'24'782-194 : 669.112.228 : 539.52.096

論 文

微細粒 α 鉄とその置換型固溶体合金の低温延性*

榎本正人**・古林英一***

Low Temperature Ductility of Ultrafine Grain α Iron and Its Substitutional Solid Solutions

Masato ENOMOTO and Ei-ichi FURUBAYASHI

Synopsis:

A study was made of the effect of substitutional solute elements on the ductility of ultrafine grain α iron which was prepared by cold rolling and subsequent annealing to various stages of recovery and recrystallization. The addition of Si or Ti was found to have a remarkable effect in improving the low temperature ductility of the alloy recrystallized into the ultrafine grain structure which in an unalloyed condition showed a very small uniform elongation owing to the plastic instability. Al or Ni addition, however, was not very efficient. Ni was found to suppress the intergranular fracture which was one of the most important causes of low temperature failure of iron having relatively coarse grain structure.

Lüders strain was also measured and it was found that a critical grain size, d_c , at which Lüders strain exceeded uniform elongation and a transition from stable to unstable plastic flow occurred was reduced by the addition of substitutional solute elements.

Possible causes for reducing Lüders strain or d_c were briefly discussed in terms of slip character and interstitial distribution which were expected to undergo a considerable change by the presence of those substitutional elements.

1. 緒 言

鋼の結晶粒を微細化すると靱性を損わずに強度を向上させることができるといわれている。結晶粒の微細化は、鋼のような b. c. c. 多結晶体の靱性にとって最大の問題とされる微量不純物の偏析による粒界脆化を防ぐうえでも有効な手段と考えられている。

しかしながら、結晶粒を微細化すると、一般に、延性が極度に低下する。延性が低下する最大の原因は微細粒組織は不均一変形を起こしやすく、変形のさいにひずみが局所に集中し、その局所ひずみが加工硬化によつて持ちこたえられる最大のひずみ量を越えて、直ちに破断に到るためであるとされている¹⁾。このような塑性挙動は塑性不安定 (Plastic Instability)、あるいはしぼりは大きい伸びはほとんどゼロに近いことから擬脆性破壊 (Pseudo-Brittle Fracture) と呼ばれている^{2)~5)}。

ところで、 α 鉄に置換型固溶元素を添加すると、すべり線の形状や個々の転位の挙動に大きな影響を与える⁶⁾ことが知られているが、このようなすべりの性質の変化

が微細粒 α 鉄の延性の改善に有効な作用をおよぼすことが期待される。一方では、置換型固溶元素が α 鉄に与える効果として、強度面では固溶硬化あるいは固溶軟化に関する数多くの研究がこれまでになされてきた⁷⁾⁸⁾。しかしながら、延性については最近、非調質高張力鋼などの実用鋼において、固溶強化が他の強化機構に比べ延性が高いことが示された⁹⁾ほかに、系統的な研究⁷⁾¹⁰⁾はあまりなされていない。

そこで、我々は C を約 0.01% 含む鉄とその置換型固溶 2 元合金について、室温での強圧延とフェライト領域での焼鈍によつて微細なフェライト組織を作り、固溶元素による微細粒組織の延性の改善、あるいは強度と延性のバランスという観点からそれらの機械的性質を検討した。

2. 実験方法

電解鉄を真空溶解、カーボン脱酸したのち、置換型固溶元素として高純度の Ni, Si, Al および Ti をそれぞれ約 2 at% ずつ加えた。C 含有量については低温で粒

* 昭和 51 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 51 年 6 月 2 日受付 (Received June 2, 1976)

** 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 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 in wt%.

Alloy	Ni	Si	Al	Ti	Mn	S	C	N	O
Fe(unalloyed iron)	0.005	0.009	0.005	0.002	0.004	0.008	0.010	0.002	0.0017
(A) Fe-2Ni	2.05	0.01	0.005	0.002	0.003	0.008	0.010	0.002	0.0015
Fe-1Si	0.01	1.01	0.005	0.002	0.003	0.005	0.005	0.001	0.0020
Fe-1Al	0.01	0.01	1.06	0.002	0.003	0.005	0.007	0.002	0.0007
Fe-2Ti	0.01	0.01	0.005	1.96	0.003	0.005	0.009	0.002	0.0024
(B) Fe-0.5Si	0.01	0.49	0.05	0.002	0.003	0.005	0.010	0.002	0.0040
Fe-2Si	0.01	2.00	0.05	0.002	0.003	0.005	0.007	0.002	0.0025
Fe-2Ni-1Si	1.98	0.95	0.05	0.002	0.003	0.005	0.009	0.002	0.0029
(C) Fe-1Si-0.05C	0.01	1.00	0.005	0.002	0.003	0.005	0.048	0.002	0.0029
Fe-Si-0.1C	0.01	1.03	0.005	0.002	0.003	0.006	0.095	0.002	0.0032
(D) Fe	Wet-hydrogen treated				<0.001				
Fe-2Ni					0.002				
Fe-1Si					0.002				

界の結合力を保つために、脱炭後になお 0.01% 程度残るようにした¹¹⁾。Table 1 の(A)シリーズにそれらの化学組成を示す。Table 1 の(B)シリーズは Si 含有量(C)シリーズは Fe-1Si の C 含有量を変化させた合金の組成である。(B)シリーズには Ni と Si を複合添加したのもも含めてある。

10 kg の鋳塊を水素雰囲気中で 1200°C で 2 h 加熱したのち、鍛造と熱間圧延を行ない、厚さ 3.5 mm の板とした。この板を 55~90% 冷間圧延したのち、室温から 950°C までの温度で焼鈍して、回復状態から再結晶状態にわたる種々の組織を作り出した。焼鈍は原則としてフェライト領域で行ない、冷却の途中で変態によつてサブバウンダリーが導入されるのを防いだ。また、焼鈍後は空冷し、直ちにドライアイス・アルコールに浸して C および N による時効が進行するのを防いだ。

引張試験は平行部の幅が 4 mm、長さが 30 mm の板状試験を用い、インストロン型試験機によりひずみ速度を $3 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ として 23°C、-78°C および -196°C の各温度で行なつた。試験片の厚さ方向には結晶粒が少くとも 6~7 個に存在しており、十分三次元的多結晶体と見なすことができる。

Fe、Fe-2Ni および Fe-1Si の 3 合金については、冷延前に熱延板を 700°C で 3 日間湿水素脱炭処理したものについても同様の引張試験を行なつた。脱炭処理後の C 含有量は Table 1 の(D)シリーズに示してある。

3. 実験結果

3-1 微視組織

90%冷延した(A)シリーズの Fe および Fe-2Ni の再結晶分率、再結晶粒径およびサブグレイン径の焼鈍温

度に対する変化を Fig. 1 に示す。焼鈍時間は 1 h である。完全再結晶組織は Fe では 700°C、Fe-2Ni では 600°C 以上の焼鈍で得られる。Fe-2Ni 合金を 480°C で焼鈍して得られた再結晶分率が 60% の組織を不完全再結晶組織の一例として Photo. 1 に示す。この組織は 1 μm 以下の粒径を持つサブグレインと再結晶して成長しつつある 2~3 μm の再結晶粒とが混在した微細な組織となっている。焼鈍温度が 400°C 以下では回復だけが起こっており、再結晶粒は全く見られなかつた。再結晶分率が 100% に達したときには、再結晶粒は Fe で 12~13 μm Fe-2Ni で 7~8 μm 以上に成長している。通常、10 μm 以下の結晶粒からなる組織を超微細粒 (ultrafine grain)

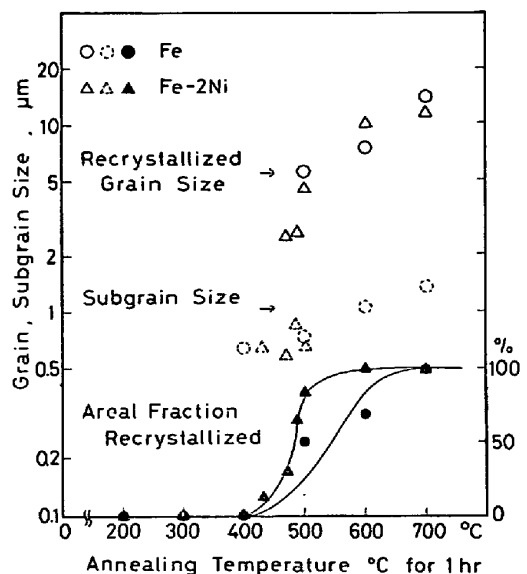


Fig. 1. Recrystallized grain size, subgrain size and areal fraction recrystallized of 90% cold rolled Fe and Fe-2Ni as a function of annealing temperature.

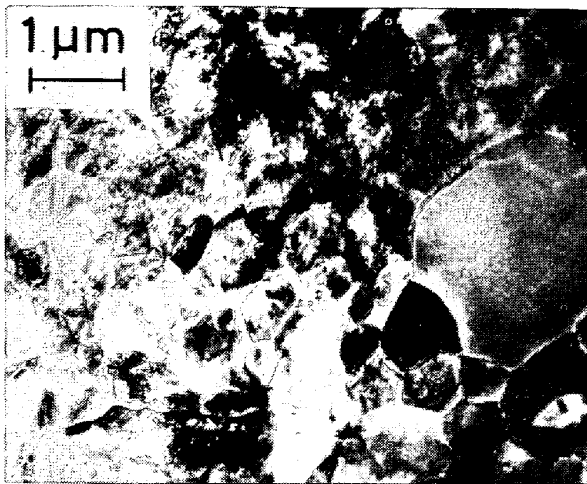


Photo. 1. Transmission electron micrograph of partially recrystallized structure which was obtained by annealing the 90% cold rolled Fe-2Ni alloy at 480°C for 1h.

組織と呼んでいる。不完全再結晶状態では結晶粒界は転位がポリゴン化して生じた小傾角粒界が多く、完全再結晶組織の粒界とは異なっていると考えられるが、ここでは一括して超微細粒組織と呼ぶことにする。

3.2 荷重-伸び曲線

Fig. 2 (a)~(f)に(A)シリーズのFe, Fe-2NiおよびFe-1Siの23°Cと-196°Cでの引張変形の荷重-伸び曲線を示す。各合金とも加工状態のままのもの(記号Dで示す)、不完全再結晶状態にあるもの(記号P)、完全再結晶状態にあり再結晶粒が微細なもの(記号F)、そして比較的粗い粒径の完全再結晶状態のもの(記号C)の代表的な例を掲げた。

常温では各合金ともよく似た引張挙動を示すが、-196°Cでは合金によって様子が異なる。まず、Fe-1Si合金の不完全再結晶状態にあるもの(P)は、他の合金の同じ状態のものに比べ、伸びがはるかに大きい。微細粒の完全再結晶組織のもの(F)では、FeとFe-2Niは降伏後直ちにくびれを生じて破断するいわゆる塑性不安定の引張挙動を示しているが、Fe-1Siはリュージス変形に続いて加工硬化を起こし、伸びが大きい。さらに、粗粒の完全結晶組織のもの(C)では、FeとFe-1Siは降伏前に低い応力で破断しているが、Fe-2Niは大きく伸びている。降伏前に破断したものの破面はほとんど粒界破壊であり、ところどころ劈開が見られる程度であった。

3.3 強度と延性の組合せ

荷重-伸び曲線から強度の指標として下部降伏応力、延性の指標として一様伸びをとり、両者の関係をFig. 3に示した。透過電顕観察により不完全再結晶状態にあると見られるものには/印、ほとんど加工状態のままと見

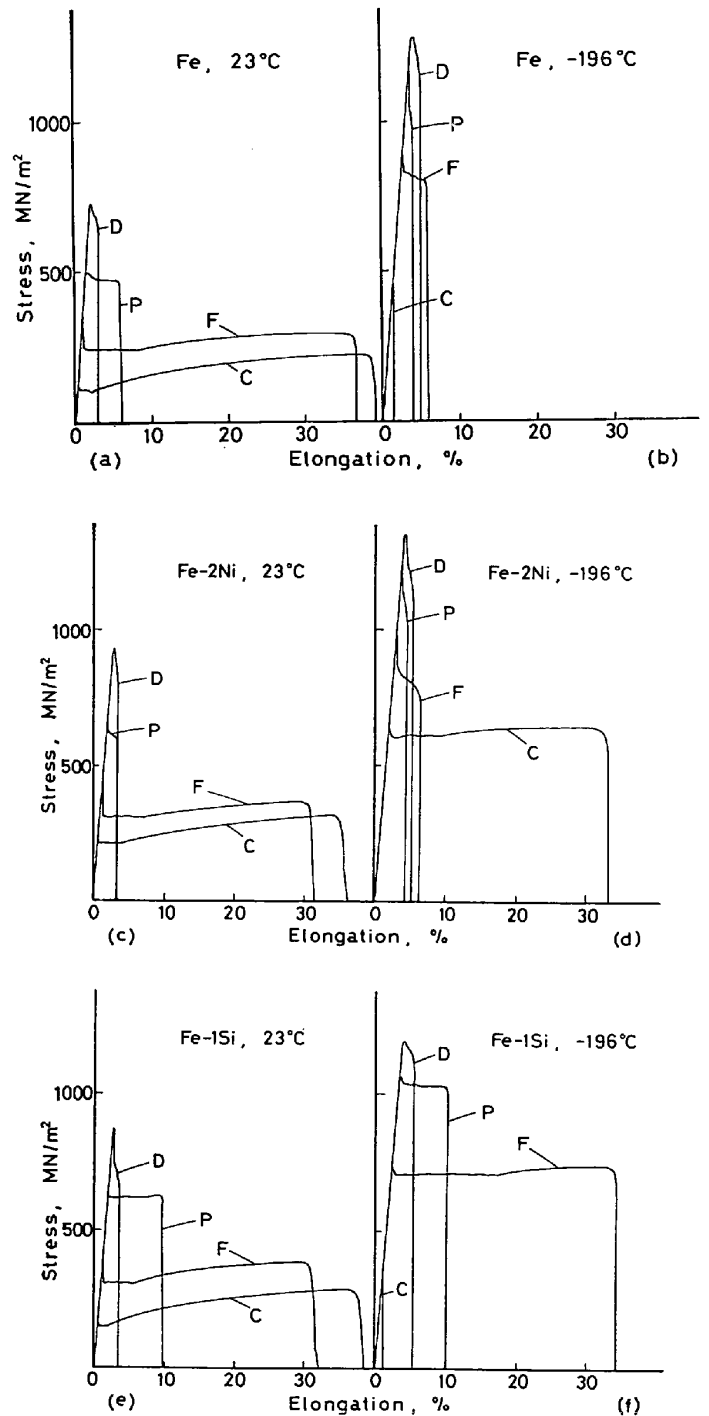


Fig. 2. Nominal stress-elongation curves at various stages of recovery and recrystallization. D, P, F and C denote deformed state, partially recrystallized state, completely recrystallized state of fine (smaller than 20~30 μm) and relatively coarse (larger than 20~30 μm) grain size, respectively.

られるものには×印を付けた。これら以外は、すべて完全再結晶状態にあると見られるものであるが、それらのうち、降伏前に脆性破断したものは下部降伏応力の代わりに破断応力をとり-印をつけた。

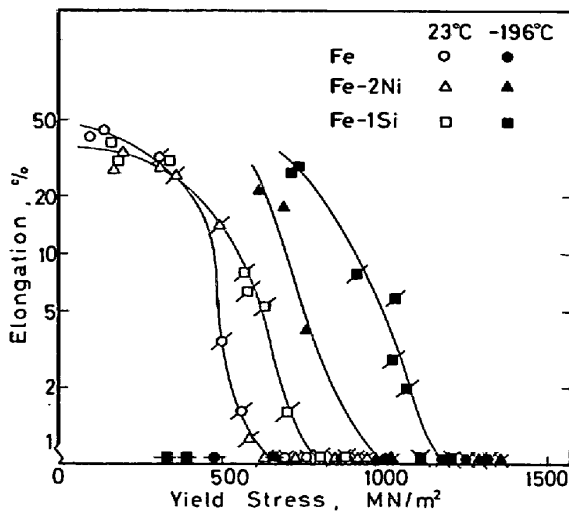


Fig. 3. Ductility-strength relationships of Fe, Fe-2Ni and Fe-1Si alloys with heavily deformed (x), partially (/) and completely recrystallized structures. The specimens brittle fractured are marked by a horizontal line (-).

回復、再結晶の進行とともに常温では各合金とも強度が減少し、それに伴って伸びが急速に増大している。-196°CではFeはすべての組織で伸びがほとんどゼロであるが、Fe-2NiとFe-1Siは広い領域で良好な延性を示す。図中の記号からもわかるように、Fe-2Niは加工状態と不完全再結晶状態では伸びはほとんどゼロであるが、再結晶が進行して結晶粒が比較的大きくなると伸びが増加している。また、Fe-1Siでは不完全再結晶状態から伸びが増加しているが、再結晶が完了し、粒成長を起こしていると考えられる領域では、粒界破壊により再び延性が極度に低下する。

このように、Fe-1SiはFe-2Niより微細な組織で良好な延性を示すため、同じレベルの延性で比較すると、前者の強度は後者を上回っている。

Fig. 4 (a)~(c)は(A)シリーズのFe, Fe-2NiおよびFe-1Si合金の23, -78および-196°Cにおける一様伸びを再結晶粒径に対してプロットしたものである。Fig. 3には75%以上の比較的高い圧延率のもののみを示したが、この図にはそれ以下の低い圧延率のものも含めた。FeとFe-1Siの50 μ m以上、Fe-2Niの25 μ m以上の粒径はこのような低い圧延率によつて得られたものである。不完全再結晶状態にあるものは記入していない。また、点線の記号は(D)シリーズの合金を脱冷延し、700°Cで焼鈍した完全再結晶組織のものである。

Feは-196°Cで粒径23 μ mの試験片を境に、それ以下の試験片では塑性不安定を示し、それ以上では粒界

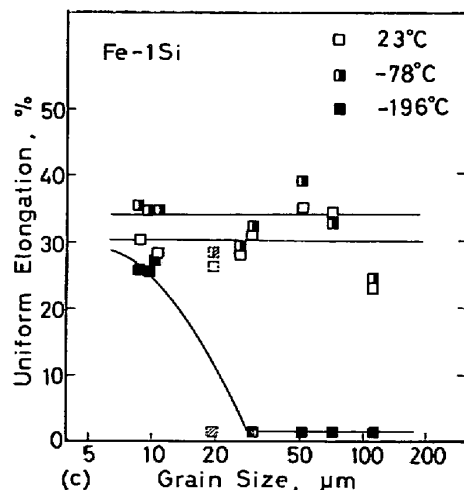
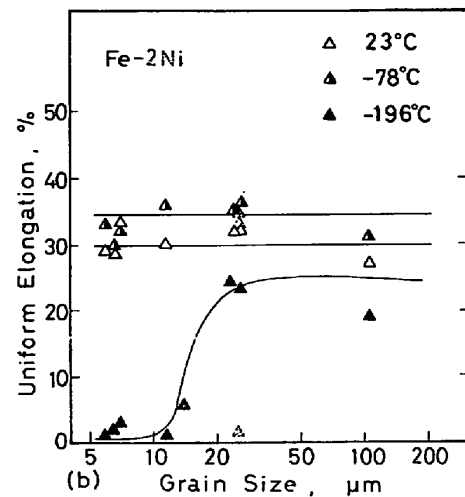
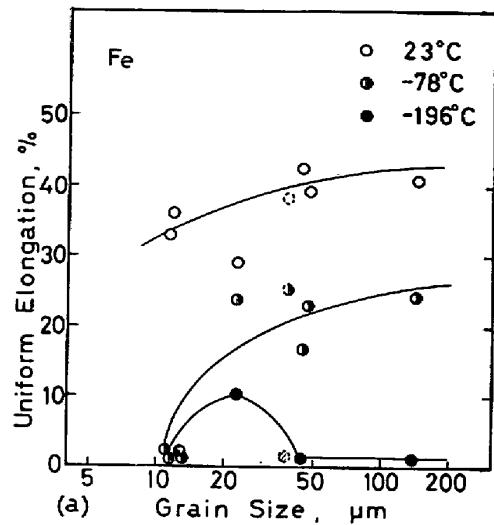


Fig. 4. Uniform elongation as a function of ferrite grain size. Dotted marks correspond to wet-hydrogen treated materials.

破断した。Niを2%添加したものでは細粒側はFeと同じように塑性不安定を示すが、粗粒側で粒界破壊が抑制され伸びが増大している。ところが、Siを1%添加し

たものでは粗粒側は粒界破壊を起こすが、細粒側で塑性不安定を示さなくなり伸びが増大している。また、Feは低温で不安定塑性挙動を示しやすく、 -78°C でも粒径が $11\sim 14\mu\text{m}$ の試料は塑性不安定により破断した。

従来、Niが鋼の低温での延性あるいは靱性の改善に有効なのはへき開破壊の発生を抑制するためであるとされているが、我々の実験では比較的粗粒の領域で粒界脆性を抑制するという形で、良好な延性が得られた。一方Siはフェライトにはむしろ有害な元素であるという考えが強く、積極的に延性を向上させる元素という観点からの研究^{12)~14)}は少ない。我々は今回の実験で、Siが粗粒での延性改善には効果はないが、微細粒の塑性不安定を抑制するという形で延性を改善し、しかも、低温でその効果が顕著に現われるという新しい事実を見出した¹⁵⁾。

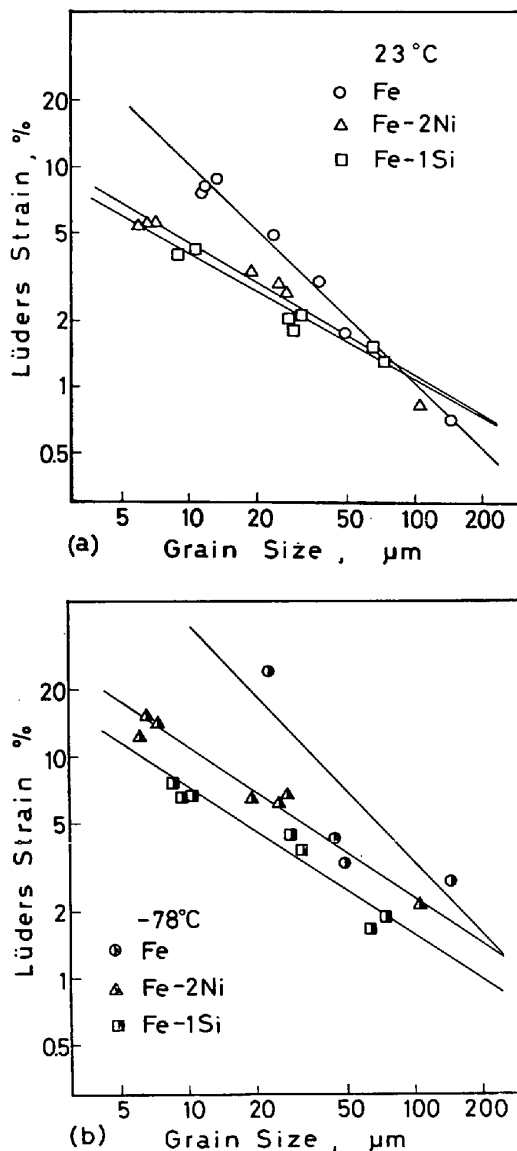


Fig. 5. Dependences of Lüders strain on ferrite grain size.

3.4 リューダースひずみ

塑性不安定は変形の際にひずみが一箇所に極度に集中することによつて起こる。リューダースひずみはこのようなひずみの集中の度合を表わすものと考えることができる。

Fig. 5 (a), (b)は 23°C と -78°C のリューダースひずみの粒径に対する依存性を示したものである。リューダースひずみは単純に荷重-伸び曲線の平坦部の終点のひずみをとつた。粒径が比較的大きい試験片の中には平坦部においても必ずしも応力が一定には保たれず、リューダース帯が伝播していく途中で別のリューダース帯が発生したり、それらが合体するのに応じて、応力が下降したり、上昇したりするものがあつた。これはリューダース帯の発生や消滅に対応してリューダースフロントの数が増減し、それに伴つて変形に關与する転位の数も変化するためであるとされている¹⁶⁾。リューダースひずみの大きさもこのような応力の変動があると変化すると考えられるが、応力の大きな変動は一部の試験片にのみ見られた現象であり、今の場合この効果を考慮に入れないことにする。

図から明らかなように、リューダースひずみは粒径が小さくなると増大する。また、変形温度が低下するとやはり増大する。ところが、NiやSiなどの置換型固溶元素を添加すると、粒径が比較的細かい領域でリューダースひずみがFeより小さくなつていく。 23°C ではFe-2NiとFe-1Siの差はほとんどないが、 -78°C では両者の間にも差はつきりと現われ、Feが最も大きく、続いてFe-2Ni、Fe-1Siの順に小さくなつていく。置換型固溶元素のリューダースひずみに与える効果に関してはこれまで系統的なデータはほとんどでない。

Fig. 6 は各合金のリューダースひずみと下部降伏力

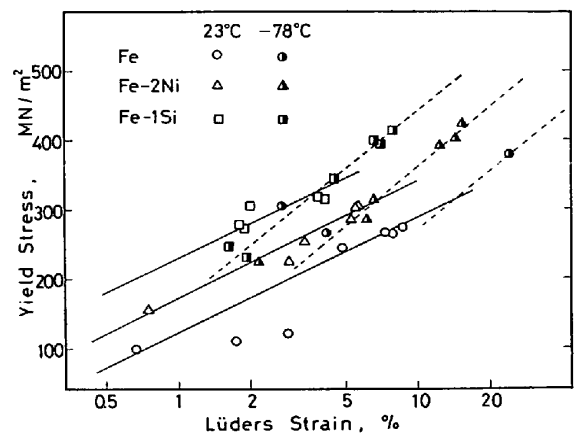


Fig. 6. Relationships between lower yield stress and Lüders strain. Experimental points are confined to completely recrystallized structure.

(リューダース帯伝播応力)の関係を示したものであるが固溶元素を添加すると、同じ降伏応力の値で比較してもやはりリューダースひずみが減少していることがわかる。置換型固溶元素のこのような効果は前節で述べたSiによる塑性不安定の抑制による大幅な低温延性改善の効果と関係があると考えられる。

3.5 Si含有量の効果

微細粒組織の低温延性を改善する効果がSiの含有量にどのように依存するのかを調べた。Fig. 7は(A)シリーズのFe-1Siと(B)シリーズに属する合金の一樣伸びと下部降伏応力の関係を示したものである。C含有量はいずれも0.005~0.01%である。

Fe-0.5Siは粒径が最大の試料を除いて-196°Cですべて塑性不安定により破断した。したがって、Siの添加量が0.5%ではほとんど低温延性改善の効果はないといえる。

Siを2%添加したものは1%の場合以上に低温で延性が向上し、常温と低温での強度も上昇している。NiとSiを複合添加しても低温での延性が損われるようなことはない。また、微細粒の不完全再結晶状態の常温での強度も溶質原子濃度の等しい(ともに~4 at%) Fe-2Si以上になっている。

ところで、置換型固溶元素が低温での延性、靱性を向上させる例として、SiとVが侵入型溶質原子をマトリックスから排除あるいはscavengeし、マトリックスを軟化させることによつて遷移温度を下げるという報告¹⁷⁾¹⁸⁾がある。これらの報告によれば、最も遷移温度が低下するのは置換型固溶元素の濃度が1%あるいはそれ以下であり、それ以上の濃度では遷移温度は逆に上昇する。

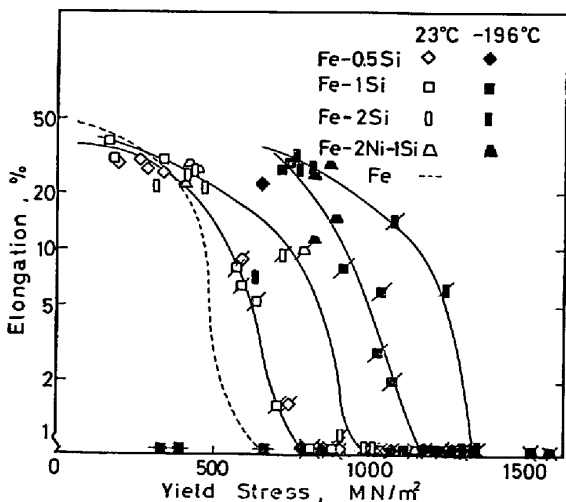


Fig. 7. Ductility-strength relationships of Fe-Si alloys with various Si contents. Data of ternary alloy with 2 at% Ni and Si are also included.

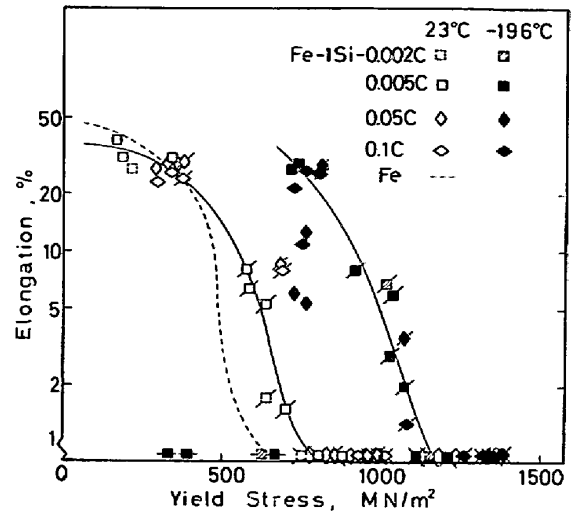


Fig. 8. Ductility-strength relationships of Fe-1Si with various C contents.

したがって、ここで示されたようなSi含有量に対する延性の変化とは様子を異にする。

3.6 C含有量の効果

従来のフェライトの延性あるいは靱性に対するSiの役割の評価は0.1%以上のCを含むものに関するものが多い。そこで、Fe-1SiについてC含有量を増加させた(C)シリーズの合金と、脱炭処理によつてC含有量を減らした(D)シリーズのFe-1Siについて同様の引張試験を行ないC含有量の影響を調べた。Fig. 8にその結果を示す。

C含有量が0.002%の試料は0.005%の試料と同様不完全再結晶状態にある微細粒組織の低温延性は良好である。C量が0.1%まで増加しても微細粒の延性は大幅には悪化しないが、700°C以上の温度で焼鈍したものの中に塑性不安定によつて、一樣伸びが10%程度あるいはそれ以下になるものが存在した。

C含有量が多いものは比較的高温で焼鈍しても再結晶粒径がいずれも10 μm前後にとどまり、C量の少ないものに比べ、同じ冷延率と焼鈍温度に対してははるかに微細な組織が得られた。900°Cで焼鈍したものはセメントナイトもしくは高温で析出したオーステナイトが冷却中に変態したと見られる微細な析出物が粒界あるいはその三重点に見られたが、地はほぼ均一な等軸フェライトであった。

3.7 AlとTiの効果

同様の引張試験を(A)シリーズのFe-1AlとFe-2Tiについても行ない、上述のSiのような効果を有する置換型固溶元素が他に存在しないかどうかを検討した。Fig. 9がその結果である。

Fe-1Alは不完全再結晶組織から微細な完全再結晶組

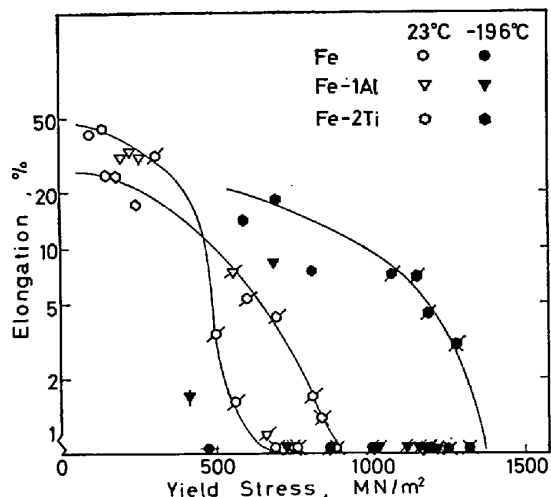


Fig. 9. Ductility-strength relationships of Fe, Fe-1Al and Fe-2Ti. The specimen fractured by twinning is marked by a vertical line(1).

織にかけて延性は Fe に比べてほとんど改善されず、比較的粗粒になつても依然として低温で不安定塑性挙動を示した。粒径が最も粗い $112\mu\text{m}$ の試料では双晶発生による大きな応力降下を 2~3 回繰返して破断した。荷重-伸び曲線上に双晶発生による応力降下が現われたものには図中に | 印を付けた。

Fe-2Ti は 23°C では降伏点における応力降下が全く現われなかつた。低温では応力降下は現われたが、他の合金のような鋭い降伏点を示さず、応力の平坦部も一部の試験片を除き、ほとんど現われなかつた。これはリュージスひずみが非常に小さく、変形がほとんど均一に起こつたことを示すものである。図からわかるようにこの合金は比較的低温で焼鈍して得られる回復状態から不完全再結晶状態にかけて、 -196°C での延性が大きくなつている。

結局、Al は微細粒組織の低温延性を改善する効果はほとんどないが、Ti は Si と同様の効果を有する元素と見なすことができる。

ところで、常温でも Fe-2Ti の不完全再結晶状態にあるものは、Fe, Fe-1Al の同じ状態のものに比べ、伸びが少し大きくなつている。同じことは Si についてもいえる。すなわち、Fig. 3 から Fe-1Si の不完全再結晶状態での常温での延性も、Fe, Fe-2Ni より大きくなつていることがわかる。このように、低温での微細粒組織の延性を大幅に改善する効果を有する Si あるいは Ti は、程度の差こそあれ、常温での延性も改善している。

4. 考 察

前節で示したように、微細粒組織の塑性変形の特徴は

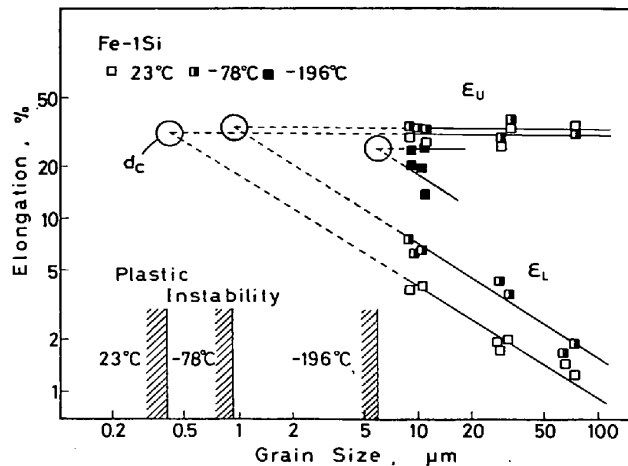


Fig. 10. Schematic diagram for the determination of critical grain size at which a ductility transition occurs. The region in which plastic instability occurs is extended to larger grain size as deformation temperature is decreased.

塑性不安定により伸びが小さくなることであつた。さらに、この塑性不安定は変形温度が低下すると起こりやすく、Si あるいは Ti を添加すると起こりにくくなることも示された。

ところで、塑性不安定は結晶粒が細かくなり、リュージスひずみが増大して、

$$\epsilon_L \geq \epsilon_U \dots\dots\dots (1)$$

となつたときに起こると考えられている¹⁾。ここで、 ϵ_L はリュージスひずみ、 ϵ_U は一様伸びを表わす。

我々の測定では、一様伸びの粒径依存性は大きくないが、リュージスひずみの粒径依存性は変形温度や固溶元素の添加によつて大きく変化している。Fig. 10に Fe-1Si について粒径に対する一様伸びとリュージスひずみの変化を同時に示した。双方の粒径依存性から(1)式を満たすある臨界の粒径(これを d_c と記す)が存在することが考えられる。 d_c ではリュージス変形に続いて加工硬化を起こし、高い延性を示す引張挙動から、降伏後、直ちにくびれを生じて破断する塑性不安定の引張挙動へと移行する。図から変形温度が低下すると、 d_c が粗粒側に移動する様子がよくわかる。このような d_c の変形温度に対する変化は、粒径が大きくなるほど延性の遷移が起こる変形温度が低下するという MORRISON の実験事実²⁾ と呼応している。

d_c を求めるさいに、 ϵ_U と ϵ_L の変化を単純に直線で外挿したが、一様伸びが微細粒になると急激に減少するという実験結果がある¹⁾。この事実は、微細粒では転位の平均自由行程が粒径に等しくなり、一定量ひずむためにはより多くの転位が導入される必要があることと関係

Table 2. Estimated values of critical grain size d_c in μm .

Alloy	23°C	-78°C	-196°C
Fe	3	27	Very large
Fe-2Ni	0.5	2	20
Fe-1Si	0.4	0.9	6
Fe-1Al	0.6	—	≥ 30
Fe-2Ti	~ 0	—	2.5

があると考えられる。しかしながら、これによる補正は小さく、今の場合考慮に入れないことにする。

Table 2 にこのようにして求めた各合金の d_c の値を示す。置換型固溶元素を添加すると、Fe に比べ d_c の値が減少していることがわかる。その中でも、微細粒の低温延性を改善する効果の大きかった Si と Ti の d_c 値が特に小さくなっている。 d_c の値は、またひずみ速度を上げると増大すると考えられる。実際、Fe-2Ni の粒径 $7\mu\text{m}$ の試料は常温でひずみ速度が $3 \times 10^{-1} \text{sec}^{-1}$ になると塑性不安定を起こした。このように、微細粒 α 鉄が低温で示す不安定塑性挙動、その固溶元素による改善などは d_c の変化として統一的に把握できる。

ところで、このように置換型固溶元素がリュース帯ひずみ、ひいては d_c を減少させる原因は何であろうか。まず最初に、リュース帯の生成に本質的な影響を与える¹⁹⁾とされている C および N の侵入型固溶元素の存在状態が置換型固溶元素の添加によつて大きく変化することが考えられる。Fe-2Ti がほとんど均一変形を起こしたのは、Ti によつて C および N が scavenge された²⁰⁾²¹⁾ためであろう。

Si については、我々が引張試験をした Fe-Si 合金で荷重-伸び曲線の平たん部は現われても降伏点降下がほとんど現われないものが少なからず見られた。これと類似した現象が Fe-Si 合金の単結晶でも往々にして見られる²²⁾。フェライト中の Si と侵入型固溶元素との相互作用については詳しいことは明らかにされていないが、Si を添加すると、準安定および安定な炭化物が生成する温度が上昇するというデータ²³⁾がある。したがつて、Si が C の転位線への析出あるいは Cottrell 雰囲気形成を抑制する方向に作用し、その結果、リュース帯ひずみを減少させる働きをしていることも十分に考えられる。

このように考えると、Table 2 に示した各合金の d_c の値が、置換型溶質原子と侵入型溶質原子との相互作用の強さで整理されるように見える。

しかしながら、単に C および N を減らしただけでは良好な低温延性は得られないようである。このことを示唆する事実として、脱炭処理を施した Fe の不完全再結晶

組織のものは塑性不安定を示し、伸びが小さいこと、および、N との親和力が強いと考えられている Al を添加しても延性改善の効果がほとんどないことがあげられる。

一般に、Fe あるいは Fe 合金はすべり系ごとに臨界せん断応力が異なり²⁴⁾、低温で (112) すべりが起こりにくくなることが知られている。このことは、巨視的にはすべり線の形状の変化となつて現われる²⁵⁾が、フェライトに添加する元素の種類によつてすべり線の形状の変化の様子も異なる。特に、Si を添加すると低温で (112) すべりがほぼ完全に抑制される。

ところで、多結晶体の 3 次元的な拘束の中ですべり系が制限されると、最初変形を起こした結晶粒は自由に變形することができず、同じ結晶粒の中でそれ以上変形を続けるよりも、隣接する結晶粒にひずみを伝えた方が全体として有利に変形が進むと考えられる。鈴木²⁶⁾は f. c. c. 金属でリュース帯が現われない理由の 1 つに、f. c. c. では活動するすべり系の数が少ないことをあげている。b. c. c. 金属でも何らかの理由ですべり系が制限されれば、リュース帯ひずみが減少する方向に向かうことは十分に考えられる。このように、リュース帯ひずみあるいは d_c の値に、侵入型溶質原子との相互作用のほかに、さらに重要な要因としてすべり系の制限の度合が大きく影響している可能性がある。しかしながら、このことを最終的に結論づけるには、各合金についての詳細なすべりの性質の研究が必要であろう。

5. 結 言

前節までに得られた結果の要点は次のようになる。

- 1) C を約 0.01% 含み、冷間圧延と焼鈍によつて作製した微細粒組織を有する純鉄は低温で延性が非常に乏しい。-196°C で粒径が約 $20\mu\text{m}$ 以下の組織では塑性不安定により降伏後直ちにくびれを生じて破断した。また、粒径が $20\mu\text{m}$ 以上では降伏前に粒界脆性破断した。
- 2) 純鉄に Ni を 2% 添加すると、純鉄の比較的粗粒の場合での脆性破壊が抑制される。しかし、微細粒の塑性不安定は抑制されない。
- 3) Si を 1% 添加すると、粗粒の場合の脆性破壊は抑制されないが、微細粒の場合の塑性不安定は抑制され、低温での延性が大幅に向上する。この延性改善の効果は Si を 0.5% 添加しただけではほとんど見られず、2% 添加すると、1% と同程度あるいはそれ以上の効果がある。
- 4) Si の延性改善の効果は C 含有量が 0.002% に減少してもほとんど変わらない。また 0.05% から 0.1% 以

上に増加すると、やや、不安定塑性挙動を示しやすくなる。

5) Si のほかに Ti も微細粒 α 鉄の低温延性を改善する効果がある。Al にはほとんどこの効果がない。

6) C を約 0.01% 含む微細粒 α 鉄のリュースヒーズひずみは置換型固溶元素を添加すると、同じ粒径で比較して純鉄よりも小さくなる。また、同じ降伏強度で比較してもやはり減小する。

7) リュースヒーズひずみが一様伸びと等しい大きさになり、高延性の引張挙動から塑性不安定に移行する臨界の粒径 (d_c) は、変形温度が低下すると増大し、固溶元素を添加すると減少する。特に、低温延性を改善する効果の大きい Si と Ti による d_c の減少が著しい。

8) 置換型固溶元素がリュースヒーズひずみひいては d_c を減少させる原因を、置換型溶質原子の存在による C および N の侵入型溶質原子の存在状態の変化、および低温のすべりの性質の変化の 2 つの観点から考察した。後者の方がより本質的な原因と考えられる。

文 献

- 1) W. B. MORRISON and R. L. MILLER: Ultrafine Grain Metals, ed. by J. J. Burke and V. Weiss, (1970), p. 183 [Syracuse University Press]
- 2) W. B. MORRISON: Preprint of 2nd Int. Conf. Strength of Metals and alloys, (1970), p. 295 [ASM]
- 3) V. RAMACHANDRAN and E. P. ABRAHAMSON: Script. Met., 6(1972), p. 287
- 4) 作井, 森: 日本金属学会誌, 28(1964), p. 537
- 5) R. H. GOODENOW and J. H. BUCHER: Trans. ASME, 91(1969), p. 603
- 6) S. TAKEUCHI: J. Phys. Soc. Japan, 27(1969), p. 929
- 7) C. E. LACY and M. GENSAMER: Trans. ASM, 32(1944), p. 88
- 8) W. C. LESLIE: Met. Trans., 3(1972), p. 5
- 9) 増井, 武智: 鉄と鋼, 60(1974), p. 118
- 10) W. P. REES, B. E. HOPKINS, and H. R. TIPLER: JISI, 177(1954), p. 93
- 11) R. Honda and H. TAGA: Metal Sci. J., 2(1968), p. 172
- 12) 今村, 早川, 速水: 鉄と鋼, 60(1974), p. A59
- 13) 太田: 鉄と鋼, 28(1941), p. 969
- 14) 太田: 鉄と鋼, 56(1970), p. 110
- 15) M. ENOMOTO and E. FURUBAYASHI: Script. Met., 10(1976), p. 717
- 16) J. F. BUTLER: Acta Met., 10(1962), p. 258
- 17) P. ABRAMOWITZ and R. A. MOLL: Met. Trans., 1(1970), p. 1773
- 18) J. L. JELLISON and N. S. STOLOFF: Mater. Sci. Eng., 13(1974), p. 231
- 19) J. R. LOW, Jr. and M. GENSAMER: Trans. AIME, 158(1943), p. 207
- 20) W. C. LESLIE and R. J. SOBER: Trans. ASM, 60(1967), p. 99
- 21) H. D. SOLOMON, C. J. McMAHON, Jr., and W. C. LESLIE: Trans. ASM, 62(1969), p. 886
- 22) T. TAOKA, S. TAKEUCHI, and E. FURUBAYASHI: J. Phys. Soc. Japan, 19(1964), p. 701
- 23) W. C. LESLIE: Acta Met., 9(1961), p. 1004
- 24) 松田, 中島: 鉄と鋼, 62(1976), p. 652
- 25) S. TAKEUCHI, T. TAOKA, and H. YOSHIDA: Trans. ISIJ, 9(1969), p. 105
- 26) 鈴木: 鉄と鋼, 50(1964), p. 2351