γ' 強化型鉄基合金の加工誘発変態と極低温における機械的性質

平 賀 啓二郎* 石 川 圭 介*

J. Japan Inst. Metals, Vol. 51, No. 8 (1987), pp. 715-722

Deformation Induced Transformation and Low Temperature Mechanical Properties of γ' -Strengthened Iron-Based Alloys

Keijiro Hiraga* and Keisuke Ishikawa*

Effects of austenitic phase (γ) stability on the low temperature tensile and Charpy impact properties of γ' -strengthened iron-based alloys have been investigated by using transmission electron microscopy and magnetic techniques. The mechanical tests at 4, 77 and 300 K were conducted on a series of Fe-(16-28.5)Ni-(14, 16)Cr-2.4Ti-(1.5, 2)Mo (mass%) alloys after aging at 973 K for 172.8 ks which yielded the same hardness level of 320-330 Hv.

The (18.5-21)%Ni alloys showed an enhancement in ductility at 4 and 77 K due to transformation-induced plasticity (TRIP), while the yield and tensile strengths and Charpy absorbed energy were almost independent of the γ -phase stability of the alloys. The tensile deformation characteristics at 4 K of the metastable alloys have been discussed on the basis of the morphology of the α' phase as follows:

(1) Fine lath-like α' formed at the intersections of microscopic $\{111\}_\gamma$ shear bands. The formation of the α' is accompanied by a decrease in work-hardening rate at an early stage of deformation and continues to near necking point for the alloys that cause the TRIP.

(2) Blocky or large lath-like α' which grow from the fine α' at a later stage of deformation where the amount of α' phase exceeds about 4 mass%. This phase is hardener for the suppression of necking but acts as a site for stress concentration in subsequent straining.

(Received August 28, 1986)

Keywords: iron-based alloy, gamma-prime phase, metastable alloy, mechanical property, cryogenic temperature, deformation-induced transformation, deformation-induced plasticity, microstructural analysis, magnetic technique, morphology

I. 緒 言

単相オーステナイト鉄合金の機械的性質は、 α' マルテンサイト変態の Ms 点と Md 点に対する変形温度の相対位置ないしは一定の変形温度におけるオーステナイト相 (γ 相) の安定性の大小によって著しく影響されることが知られている⁽¹⁾⁻⁽⁹⁾。しかし析出強化型合金については、 γ 相の安定性が低い PH ステンレス鋼や Fe-Ni-(Ti, Al) 合金の変態組織と機械的性質との関係を調べた例⁽¹⁰⁾⁻⁽¹²⁾が多く、極低温領域への冷却に対して γ 相が安定に保持される系についての報告をほとんど見受けない。

本研究では、超電導利用機器の高強度非磁性材料の 1 つとして有力視されている γ' 強化型鉄基合金⁽¹³⁾を対象にして、 γ 相の安定性を Ni 濃度の増減によって変化させ、極低温下での加工誘発変態と機械的性質との関係について調べたことを目的とした。また、別報⁽¹⁴⁾に示した磁気特性

との関連から、極低温で用いる γ' 強化型鉄基合金の Ni 濃度についても検討を加える。

II. 実 験 方 法

σ 相などの脆化相が共存せずに γ' 強化の得られる低 Ni 濃度側の限界⁽¹⁵⁾近傍から既存合金の水準まで Ni 濃度を順次変化させた合金を使用した。Table 1 に供試材の化学分析値を示す。No.4 と No.5 はそれぞれの既存の A 286 と JBK 75 に類似の組成の合金である。付記した M_s 点と M_d 点の位置は別報⁽¹⁴⁾の結果によった。合金の溶解方法ならびに添加元素に対する配慮は別報⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾と同様である。

各合金の $\phi 13$ mm 熱間圧延材を 1373 K で 3.6 ks 溶体化後水冷し、平行部 $\phi 3.5 \times 20$ mm の丸棒引張試験片と JIS 4 号 2 mm V ノッチシャルピー衝撃試験片を採取した。973 K における時効硬化特性をビッカース硬さ計(荷

* 金属材料技術研究所筑波支所(Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals, Sakuramura, Ibaraki)

Table 1 Chemical compositions and γ -phase stability of the alloys used.

Alloy	mass %					M_s/K	M_d/K
	Ni	Cr	Mo	Ti	others		
1	15.90	15.90	1.44	2.27	Alloys 1 to 5	<4	≥ 4
2	18.50	15.92	1.46	2.28	Si ≤ 0.11	<4	≥ 4
3	21.10	15.92	1.48	2.47	P, S<0.005	<4	≥ 4
4	24.03	15.91	1.46	2.37	Al<0.04	<4	<4
5	28.46	14.01	1.99	2.50	Mn, N<0.003	<4	<4

重 98 N) で調べ、これに基づいて試験片を時効処理した後、液体ヘリウム温度 (4 K)、液体窒素温度 (77 K) および室温 (300 K) で試験⁽¹⁶⁾した。引張試験はインストロン型試験機を用いてひずみ速度 $1.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で行った。

引張変形によって誘発される α' 相の定量に際しては、破断した試験片の均一伸び部と破断部、ならびに 4 K で適宜変形を加えた試験片の平行部から切出した $\phi 3 \times 3 \text{ mm}$ の円筒状試料について最大 $1.2 \text{ MA} \cdot \text{m}^{-1}$ までの磁界を用いて質量飽和磁化を測定し、これを別報⁽¹⁴⁾と同様の方法によって α' 相量 (mass%) に換算した。シャルピー試験片の破断面近傍についても同様の測定を行った。変形組織の観察と変態生成物の同定には透過型電顕ならびに CrK_α 線による X 線回折を使用した。

III. 実験結果

1. 時効硬化特性と組織

Fig.1 に各合金の 973 K における時効硬化曲線と 172.8 ks 時効で析出した γ' 粒子の平均直径 $\bar{d}$ を示す。合金間にはわずかながら硬化挙動の相違があり、特に Ni 濃度の最も低い No.1 は時効初期の硬化が遅い一方、10~100 ks 領域で硬化が急速に進行してより短時間でピークに達する。こ

Fig.1 Age hardening curves at 973 K and the mean particle diameter of γ' phase after aging for 172.8 ks.

れに対応して Ni 濃度の減少とともに $\bar{d}$ の増加する傾向が認められる。ただし γ' 粒子のサイズを除けば、500 ks までの各時間時効した No.1~5 の組織は同様であった。いずれも平均結晶粒径が約 $85 \mu\text{m}$ の等軸組織を呈し、粒界に微量の TiC が見られる程度であり、 σ 相を始めとする異相⁽¹⁷⁾は析出していなかった。以上の結果から、各合金の硬さが 320~330 Hv とほぼ等しくなる 172.8 ks 時効を引張およびシャルピー試験片に施した。

2. 極低温における引張および衝撃特性

Fig.2(a) に応力-ひずみ曲線の典型例を示す。300 K では、No.1 のくびれ開始後の不均一伸びがやや大きいほかは、合金間に目立った相違が見られない。77 K の場合、No.1 は降伏後に加工硬化の緩やかな領域を経た後に硬化速度が増大して破断に至っている。ほかの合金では、降伏後の応力-ひずみ曲線が 300 K の場合と同様の放物線状を呈し、温度低下とともに破断伸びが増大している。4 K

Fig.2 Examples of stress-strain curves at a strain rate of $1.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

の場合は降伏直後からセレーションが発生するが、各曲線の上部包絡線の形状は 77 K でのそれぞれと類似している。ただし No.1 は 77 K の場合よりも低応力側で破断し、破断伸びが低下している。また (b) に示したように、No.1 の降伏直後の硬化率はほかの合金よりも大きいことが認められた。

Fig.3 Tensile properties and deformation-induced α' phase as a function of Ni concentration.
 (a) 0.2% proof strength $\sigma_{0.2}$ and tensile strength σ_B .
 (b) total elongation ϵ .
 (c) amount of α' martensite in fractured specimens.

変形温度が低く、かつそれが M_s 点と M_d 点の中間領域に位置する場合にセレーションが発生する原因は、 α' 変態ないし断熱変形⁽¹⁸⁾によるとされている。変形に伴って α' 変態がバースト的に進行する Fe-Ni 合金が前者の代表例である⁽¹⁾⁽⁶⁾。しかし Fe-Ni-Cr 系合金の変態はいわゆるシーピング型であり⁽¹⁾⁽¹⁹⁾、後に示すように本研究の合金もこれに該当すること、 α' 相の誘発されない No.4, 5 にもセレーションが発生すること、ならびに 77 K では変態を生じるにもかかわらず No.1~3 にセレーションが現れないことから、Fig.2 のそれは断熱変形によるものと考えるのが妥当であろう。

Fig.3 に引張性質と破断までに誘発された α' 相の量を Ni 濃度で整理した。(a) に示すように、No.2~5 の 0.2% 耐力と引張強さは Ni 濃度にほとんど依存しない。No.1 では、Fig.2 に見られた加工硬化挙動と対応して、0.2% 耐力がほかの合金よりもやや高く、かつ 4 K と 77 K での引張強さが逆転している。

4 K と 77 K における伸びは Ni 濃度、すなわち γ 相の安定性によって大きく変化し、(b) に見られるように 18.5% Ni でピークを示す。No.2~5 では極低温下における伸びは 300 K におけるよりも大きい。絞りについても 4 K および 77 K で (b) と同様のピークが得られた。

均一伸び部に誘発された α' 相は、300 K では No.1 に、また 4 および 77 K では No.1~3 に認められ、Ni 濃度の減少とともに増大する。くびれ部には均一伸び部よりも多量の α' 相が誘発されるが、4 K の場合は不均一伸びが低下するために 77 K よりも誘発量が減少している。

Fig.4 にシャルピー吸収エネルギーを示す。破断面を含む 1 片 3 mm の立方体試料について求めた α' 相量は、4 K と 77 K の場合、No.1 では 5.5~7%、No.2 では 0.2~0.5%、また No.3 では 0.1% であった。300 K では No.1 と 2 に 0.1% 未満程度の α' 相が検出された。このような加工誘発変態の有無によらず、No.1 から 5 の吸収エネルギーはいずれも 160 J 前後の値を示し、試験温度にもほとんど依存していない。

Fig.5 は引張および衝撃破面の代表例である。4 K と 77 K における引張破面はいずれもせん断型を呈し、300 K ではより cup and corn 型に近い形状を示した。Fig.4 の

Fig.4 Charpy absorbed energy as a function of Ni concentration.

Fig.5 Typical fractographs of tensile and Charpy specimens tested at 4 K (a) Alloy 1. The arrowed portion is covered with small dimples, i.e., not a brittle fracture. (b) Alloy 2. (c) Alloy 4. (d) Alloy 1(Charpy specimen).

結果に対応して、衝撃破面には温度や Ni 濃度による相違が見られず、それぞれ全面がディンプルに覆われた延性破面を示した。

以上の破面観察結果ならびに Fig.3(c)の α' 相の生成状況から、Fig.3(b)に見られたような延性のピークは変態誘起塑性(TRIP)によるものと考えられる。

IV. 考 察

本章では Fig.3の結果に基づき、極低温における γ' 強化型合金の TRIP を変形組織と関連させて検討する。

Fig.6に加工硬化率($d\sigma/d\varepsilon_p$)-塑性真ひずみ(ε_p)線図と 4 Kでの加工誘発変態曲線を示す。 ε_p と $d\sigma/d\varepsilon_p$ は、

$$\varepsilon_p = \ln \left(1 + \frac{\Delta l_p}{l_0} \right) \quad (1)$$

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon_p} = \left(1 + \frac{\Delta l_p}{l_0} \right) \left\{ \left(1 + \frac{\Delta l_p}{l_0} \right) \left(\frac{l_0}{S_0} \right) \left(\frac{dF}{d\Delta l_p} \right) + \frac{F}{S_0} \right\} \quad (2)$$

の各式⁽²⁰⁾より求めた。ここで l_0 は平行部長さ、 Δl_p は塑性伸び、 F は荷重、 S_0 は平行部の初期断面積である。 Δl_p と $dF/d\Delta l_p$ は、拡大して記録した荷重-伸び曲線上の点(Δl , F)で図上微分して得た硬化率($dF/d\Delta l$)と弾性変形部の見かけの弾性定数(K)から次式によって算出した。

Fig.6 Work-hardening rate $d\sigma/d\varepsilon$ as a function of true plastic strain ε_p . Transformation curves for 4 K-deformation are also shown. Note that Stage II at low temperatures is diminished with a decrease in the γ -phase stability and perfectly eliminated for Alloy 1.

$$\Delta l_p = \Delta l - KF \quad (3)$$

$$\frac{dF}{d\Delta l_p} = \frac{\left(\frac{dF}{d\Delta l}\right)}{1 - K\left(\frac{dF}{d\Delta l}\right)} \quad (4)$$

4 K の場合、曲線の上部包絡線について各式を適用したが、包絡線が必ずしも単一の滑らかな曲線とならないので、得られた線図はステップ状を呈す。No.5 は No.4 の場合とほとんど同様なので省略した。

300 K での $d\sigma/d\varepsilon_p - \varepsilon_p$ 線図はいずれも多結晶 fcc 金属の一般的傾向⁽²⁰⁾に合致し、(I)降伏後 $d\sigma/d\varepsilon_p$ が急減する領域、(II) $d\sigma/d\varepsilon_p$ の変化が小さい直線状硬化域、および(III)再び $d\sigma/d\varepsilon_p$ の低下が増す放物線状硬化域を示す。極低温では相安定性の低下とともに、このような3段階の硬化挙動をとらなくなっている。4 K と 77 K で全体の傾向は同様なので、以下では 4 K の場合を中心に検討する。

1. 降伏点近傍の変形挙動(領域(I))

ε_p が約 0.02 以下の場合、各合金は 4 K でも α' 変態を生じない(Fig.6(d))。Fig.7 はこの領域の変形組織である。No.1 には、相互の間隔が極めて狭い同符号の転位対が小

Fig.7 TEM microstructures after yielding at 4 K ($\varepsilon_p = 0.02$).

(a) Alloy 1, showing dislocation loops on {111} slip traces. Beam direction is near [001].

(b) Alloy 2, showing paired superdislocations which were confirmed by observation at $\pm g$. No dislocation loops. Beam direction is near [101]. The same microstructure was also observed for Alloys 3 to 5.

数散在するほか、すべり面上に無数の転位ループが認められる((a))。これに対し、No.2~5 では転位ループは存在せず、多数の転位対が観察された((b))。前者では主にオロワン型バイパス機構が、また後者では γ' のせん断が働いていることがわかる⁽²¹⁾⁻⁽²³⁾。同様の様相は 77 および 300 K でも共通して認められ、明らかに Fig.1 に示した γ' 粒子サイズの相違がその原因である。No.1 と No.2 を比較すると γ' の体積率はいずれも約 0.065 であった⁽²⁴⁾ ので、No.1 の応力-ひずみ曲線の曲率がこの領域で小さく、かつ 0.2% 耐力と $d\sigma/d\varepsilon_p$ がほかよりも大きくなるのは、上記のような γ' 粒子のサイズ差による強化機構の相違に起因すると考えられる。

2. 変態の開始と加工硬化率の減少(領域(II))

γ 相の安定性が高い No.4 の場合、4 K では領域(II)が $\varepsilon_p = 0.18$ まで拡大する。これに対し、 γ 相の安定性の減少とともに当該領域は縮小し、No.3 と 2 ではそれぞれ ε_p が約 0.11 および 0.08 に達すると $d\sigma/d\varepsilon_p$ が低下し始めている。特に No.1 では領域(II)が消失し、領域(I)に引続いて $\varepsilon_p = 0.11$ となるまで $d\sigma/d\varepsilon_p$ が低下し続け、容易変形域[†]を形成する。Fig.6(d) より、No.1~3 におけるこのような $d\sigma/d\varepsilon_p$ の低下はいずれも α' 相の加工誘発と同時に開始し、No.1, 2 では変態量が約 4% に達すると停止することがわかる。

No.1 の基地組成⁽¹⁴⁾に類似の単相合金(18Cr-(8~10)Ni)では、低温下で降伏後に容易変形域の生じることが知られており、その原因として ε マルテンサイトの誘発⁽⁵⁾と α' 変態の誘発⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾の大別して 2 通りが提唱されている。Fig.8 は、本研究の合金についてこの点を検討するため、 $d\sigma/d\varepsilon_p$ の低下が開始した後の変形組織を観察した際の典型例である。(a)と(b)では、変形によって生じた{111} _{γ} 面上のミクロ的なシアーブンドの交差線に沿って、 γ 相と K-S 関係⁽¹⁹⁾を有す微小なラス状 α' 相が形成されている。同様の微小ラス α' 相は No.1 ($\varepsilon_p = 0.04 \sim 0.09$) と No.3 ($\varepsilon_p = 0.11 \sim 0.34$) でも観察された。一方、(c)はシアーブンドの観察例である。種々の ε_p に対して観察を行ったが、No.1~5 のいずれの場合もシアーブンドに認められるのはこれと同様の変形双晶^{††}であり、電子線および X 線回折で ε 相の反射は検出されなかった。

以上に見られるように、本研究の合金では容易変形域の成因として ε 変態は該当しない。また変形双晶は、領域(I)が明瞭な No.4, 5 の場合でも変形初期から認められたので、 $d\sigma/d\varepsilon_p$ の低下因子とは考えられない。No.1~3

† easy deformation region⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾ ないし easy glide⁽⁵⁾.

†† 回折図形に $\langle 111 \rangle_{\gamma}$ 方向のストリークが常に伴い、フリンジ模様も観察されたので積層欠陥を含むと考えられる。

Fig.8 Typical TEM microstructures at an early stage of 4 K deformation (Alloy 2, $\epsilon_p = 0.16$). (a) (b) fine lath-like α' martensite nucleated at the intersections of two microscopic $\{111\}_\gamma$ shear bands. SAD pattern shows the K-S orientation relationship: $[011]_\gamma // [111]_{\alpha'}$, $(111)_\gamma // (101)_{\alpha'}$. (b) was taken by using $110_{\alpha'}$ reflection (arrowed). The index in the SAD pattern is for γ phase. (c) microtwin bundles. No ϵ phase was observed. Almost the same features in (a) to (c) were also observed for Alloy 1 ($\epsilon_p = 0.04-0.09$) and Alloy 3 ($\epsilon_p = 0.11-0.34$).

Fig.9 Typical TEM microstructures of α' phase observed at a later stage of 4 K-deformation where the amount of the phase exceeds about 4%.

(a) to (c) Alloy 2 ($\epsilon_p = 0.25$), showing blocky α' which consists of at least two different variants. The slip on $(111)_\gamma$ plane is inhibited by such transformation products. (b) was taken by using $101_{\alpha'}$ reflection. (c) was obtained from tilting of (b) for 60 deg. about $[111]_\gamma$ axis towards $[011]_\gamma$ and imaged by using $110_{\alpha'}$ reflection. The orientation relationships in (b) and (c) are close to $[101]_\gamma // [010]_{\alpha'}$, $(111)_\gamma // (101)_{\alpha'}$ and $[011]_\gamma // [111]_{\alpha'}$, $(111)_\gamma // (011)_{\alpha'}$, respectively. (d) Alloy 1 ($\epsilon_p = 0.16$), showing large α' laths and coexistent fine lath-like α' . (d) was taken by using $011_{\alpha'}$ reflection in $[100]_{\alpha'}$ zone.

に生じた $d\sigma/d\epsilon_p$ の低下と領域(Ⅱ)の縮小の原因は、明らかに Fig.8(a), (b)に示したような微小ラス α' 相の誘発自体に求められる。

3. 加工硬化率の減少の停止

$d\sigma/d\epsilon_p$ の減少が停止した後に見られる変形組織の代表例を Fig.9 に示す。(a)では右下から左上方に走るシア-

バンドの束上に α' 相が成長している。(b), (c)に見られるように、これらの α' 相は図の B 面と C 面の交差線に沿って成長した少なくとも 2 種のバリエント (1 と 1', 2 と 2' など)より構成されており、それぞれが塊状⁽²⁷⁾をなしている†。またこのような塊状 α' 相の列によって A 面上のすべりが阻止されていることが認められ、当該部がミクロ的な応力集中の場となることがうかがえる。(d)では α' 相が大きなラス状を呈しているが、その周囲には微細な α' 相が多数散在しており ((b)でも認められる)、塊状 α' 相は変形中に持続して誘発される微小ラス α' 相の連結⁽²⁷⁾⁽²⁸⁾によって発達することがわかる。No.3 の場合は、平行部での塊状 α' 相の発生頻度が No.1, 2 に比べてはるかに低く、破断点近くに達した状態で、粒界近傍などの応力集中部位⁽²⁾に少数認められる程度であった。

以上のような変形組織と Fig.6(c), (d)との対応から、塊状 α' 相は引続く変形過程で硬化に働くと判断される。したがって、No.1 と 2 の場合に全体の α' 相量が約 4% に達した点は、微小ラス α' 相による $d\sigma/d\epsilon_p$ の低下と塊状 α' 相の発達による硬化とがマクロ的に釣合った状態としてとらえられる。

4. 変形後期過程の挙動

Fig.10 にくびれの開始条件式：

$$\frac{d\sigma}{d\epsilon_p} = \sigma_c \quad (5)$$

の両辺を比較して示す。ただし変態に伴う体積膨張の影響⁽²⁹⁾は無視した。4 K の場合、No.2 の σ_c が No.4 と 5 に比べて約 200 MPa ほど大きくなっており、また No.3 では α' 相が約 4% まで増加した点 (Fig.6(d))ですでに式 (5) の条件に達していることがわかる。

オーステナイト合金が TRIP を起こす要件は、 α' 相の誘発が (i) くびれの形成および進行を阻止し、かつ (ii) 応力集中を緩和して微小き裂の発生と成長を抑制することと

される⁽¹⁾⁽²⁾。No.2 では $d\sigma/d\epsilon_p$ の減少が停止した後、引続いて塊状 α' 相が (i) に、また微小ラス α' 相の持続的な誘発が (ii) に寄与し、両者の効果が釣合って $d\sigma/d\epsilon_p$ がほぼ一定となり (Fig.6(c))、かつ σ_c が上昇するために TRIP を生じたものと考えられる。

No.1 では、ひとたび塊状 α' 相が形成され始める ($\epsilon_p \approx 0.11$) と、その周囲における微小ラス α' 相の誘発と塊状 α' 相への成長が急速に進行し、これによる硬化 (Fig.6(c)) と応力集中 (Fig.9(a)) が卓越して早期破断を起こすと見なされる。実際、No.1 の破断部の局部収縮は極めて小さい (Fig.5) にもかかわらず、 α' 相の誘発量は均一伸び部よりも約 10% 大きい (Fig.3(d))。以上のことは、セレーション発生に伴って小さくびれが頻発⁽³⁰⁾して、マクロ的にも応力集中部を形成し易い 4 K でより著しいと考えられ、実験結果 (Fig.2, 3) に対応している。

一方、先述の単相合金では、4 K で急速に α' 相が形成されて $d\sigma/d\epsilon_p$ が増大しても No.1 のような早期破断を生じないことが報告されている⁽⁴⁾⁽⁵⁾⁽³⁰⁾。このような相違は、 γ' 強化型合金では変態が高応力側で進行する⁽¹⁴⁾ので塊状 α' 相への応力集中がより強く、また γ' 粒子を含む α' 相⁽¹⁴⁾自体が単相合金に形成されるものよりも硬いであろう。

5. 極低温用 γ' 強化型鉄基合金の Ni 濃度

既存の γ' 強化型鉄基合金は本来耐熱材料であり、高温下での σ 類似相の析出を抑制する目的で 25% 以上の Ni を含む⁽¹⁷⁾ために、4 K 近傍では磁気変態によって強磁性を示す⁽¹⁴⁾⁽³¹⁾。本研究ならびに別報⁽¹⁴⁾の結果は、Ni 濃度を No.2 の水準近傍まで低下させることによって、TRIP による延性の向上と磁気特性の改善が得られ、かつ強度と衝撃特性を高 Ni 濃度合金と同水準に保持できることを示している。

V. 結 言

本研究では、Ni 濃度によって γ 母相の安定性を変化させ、かつ時効硬さを 320~330 Hv にそろえた γ' 強化型鉄基合金、Fe-(16~28.5)Ni-(14, 16)Cr-2.4Ti-(1.4, 2)Mo (mass%) について、加工誘発 α' 変態と機械的性質との関係を 4, 77, および 300 K で調べ、その結果を変形組織と関連させて考察した。

(1) 16% Ni 合金の場合を除き、Ni 濃度は各試験温度における 0.2% 耐力と引張強さにほとんど影響を与えない。16% Ni 合金では γ' 粒子の成長が速く、同一時効条件下での 0.2% 耐力がほかよりも高くなる。シャルピー吸収エネルギーは加工誘発変態の有無と試験温度に対してほとんど依存性を示さない。18.5~21% Ni 合金は極低温下で変態誘起塑性 (TRIP) を生じ、高い延性を示す。

(2) 4 K における引張り性質を以下の加工誘発 α' 相の

Fig.10 Comparison of the necking condition.

† 以下ではともに塊状 α' 相と記述する。

形態と関連させて検討した：(i)シアーブンドの交差線に沿って生成する微細なラス状 α' 相；(ii)前者より発達した塊状 α' 相。(ii)は α' 相の誘発量が約 4% に達した時点以降に見られ、変形中に加工硬化を促進してくびれの形成を抑止する一方、変形組織内にミクロ的な応力集中の場を与えると判断された。(i)の生成は、変形初期には加工硬化率を減少させる。また変形後期には(ii)による応力集中を緩和する効果を有し、各合金の引張り性質は、(i)と(ii)の効果の釣合によって支配されると考えられた。

(3) 本研究ならびに別報の結果に基づき、極低温で用いる γ' 強化型鉄基合金の Ni 濃度を、既存の水準よりも低下させた場合に得られる利点について指摘した。

多大の御助力を戴いた極低温グループ諸氏、上原 満博士、高橋順次氏、谷治治男氏、浅井義一氏、化学分析室諸氏、ならびに御鞭撻を賜った前田 弘博士と太刀川恭治博士に深く感謝致します。

文 献

- (1) I.Tamura, T.Maki and H.Hato : Trans. ISIJ, 10(1970), 163.
- (2) I.Tamura : Metal Science, 16(1982), 245.
- (3) F.Lecroisey and A.Pineau : Met. Trans., 3(1972), 387.
- (4) G.J.Guntner and R.P.Reed : Trans. ASM, 55(1962), 399.
- (5) R.P.Reed and C.J.Guntner : Trans. Met. Soc. AIME, 230(1964), 1713.
- (6) D.Bhandarkar, V.F.Zackay, E.R.Parker : Met. Trans., 3(1972), 2619.
- (7) G.P.Sanderson and T.Llewellyn : J. Iron. Steel Inst., 207(1969), 1129.
- (8) A.Rosen, R.Jago and T.Kjer : J. Mater. Sci., 7(1972), 870.
- (9) V.Seetharaman and R.Krishnan : J. Mater. Sci., 16(1981), 523.
- (10) E.Hornbogen and W.A.Meyer : Z. Metallk., 58(1967), 445.
- (11) I-Lin Cheng and G.Thomas : Met. Trans., 3(1972), 503.
- (12) V.G.Pushin, R.R.Romanova, A.I.Uranov and A.N.Baranovsky : Phys. Met. Metall., 49(1980), 129.
- (13) J.W.Morris, Jr. : Adv. in Cryogenic Eng., 32(1986), 1.
- (14) 平賀啓二郎, 石川圭介 : 日本金属学会誌, 51(1987), 488.
- (15) 平賀啓二郎, 石川圭介 : ibid., 48(1984), 950 および 957.
- (16) 平賀啓二郎, 石川圭介, 長井 寿, 緒形俊夫 : ibid., 50(1986), 507.
- (17) D.R.Muzyka : The Super Alloys, Ed. by C.T.Sims and W.C.Hagel, Wiley, N.Y., (1972), 113.
- (18) Z.S.Basinsky : Proc. Roy. Soc. London, A240(1957), 229.
- (19) 西山善次 : マルテンサイト変態, 基本編, 丸善, (1971), 11.
- (20) B.Jaoul : 金属の塑性, 幸田成康監修, 諸住正太郎, 船久保熙康訳, 丸善, (1969), 147.
- (21) L.K.Singhal and J.W.Martin : Acta Metall., 16(1969), 947.
- (22) D.Raynor and J.M.Silcock : Met. Sci. J., 4(1970), 121.
- (23) A.W.Thompson and J.A.Brooks : Acta Metall., 30(1982), 2197.
- (24) 平賀啓二郎, 石川圭介 : 日本金属学会誌, 51(1987), 479.
- (25) T.Suzuki, H.Kojima, K.Suzuki, T.Hashimoto and M.Ichihara : Acta Metall., 25(1977), 1151.
- (26) T.Suzuki, H.Kojima, K.Suzuki, T.Hashimoto, S.Koike and M.Ichihara : Scr. Metall., 10(1976), 353.
- (27) L.E.Murr, K.P.Staudhammer and S.S.Hecker : Met. Trans., 13A(1982), 627.
- (28) K.P.Staudhammer, L.E.Murr and S.S.Hecker : Acta Metall., 31(1983), 304.
- (29) J.R.Guimarães and R.J.Angels : Mater. Sci. Eng., 13(1974), 109.
- (30) 福島英二, 後藤 照, 伏見光造 : 日本金属学会誌, 37(1973), 186.
- (31) K.Hiraga, K.Nagai, T.Ogata, Y.Nakasone, T.Yuri and K.Ishikawa : Adv. in Cryogenic Eng., 32(1986), 111.