

© 1989 ISIJ

論 文

オーステナイト系ステンレス鋼の極低温における機械的性質に及ぼす時効と Ni の影響

嶋 田 雅 生*

Effects of Aging and Ni on Cryogenic Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steels

Masao SHIMADA

Synopsis :

Effects of Ni and aging on strength, ductility and fracture toughness of Fe-0.02C-18Cr-(10-30)Ni alloys were investigated at cryogenic temperatures. The main results are as follows ;

(1) The aging at 973 K for 270 ks caused $M_{23}C_6$ carbide to precipitate at grain boundary. The precipitates increased with Ni content.

(2) Tensile strength was affected greatly by Ni content but not by aging because amount of induced α' martensite corresponded to it.

(3) Yield strength at 4 K was lowered by induced martensitic transformation.

This trend was enhanced by aging.

(4) Elongation was explained by Md_{30} . Aging lowered Md_{30} in metastable steels.

(5) In fracture toughness test, aging caused intergranular fracture and deteriorated K_{IC} regardless of Ni content though K_{IC} increased with Ni content. Its dependence in metastable steels was much larger than in stable steels. The 15Ni% steel had extremely high K_{IC} because TRIP relaxed stress concentration at crack tip.

(6) It seemed to be possible to improve 4 K fracture toughness of aged steels which included a number of grain boundary precipitate if stress concentration around precipitates was relieved.

Key words : austenitic stainless steel ; Ni ; aging ; strength ; ductility ; fracture toughness ; martensite ; TRIP ; low temperature.

1. 緒 言

溶体化されたオーステナイト系ステンレス鋼は極低温にて優れた強度・靱性バランスを有し¹⁾、極低温用構造材料として用いられている。しかし、 Nb_3Sn を用いた超電導マグネットでは構造材料も Nb_3Sn 生成熱処理を受け、溶体化状態でなくなる場合がある。 Nb_3Sn は、923~1073 K×180~720 ks の時効処理により析出させるため²⁾、オーステナイト系ステンレス鋼にとっては鋭敏化処理を受けることになる。この時効の影響について、筆者は SUS304L と 316L の低炭素含有鋼の場合について調査し、次のような結果を得ている³⁾。973 K×270 ks の時効により 4 K の機械的特性は劣化するが、その程度は平滑引張特性、切欠引張特性、シャルピー衝撃特性、破壊靱性値の順に顕著となってくる。特に破壊靱性値の

低下は粒界破壊と結び付くこと、その原因が、Cr を主成分とする $M_{23}C_6$ の粒界析出と Cr 欠乏層の加工誘起変態による耐力低下が関係していることを指摘した。さらに、SUS347 の Nb 含有鋼の場合には、粒界に $M_{23}C_6$ が析出するが、粒界近傍が NbC の析出硬化により補強され、粒界破壊が抑制されることを示した⁴⁾。これらの結果から、18-8 ステンレス鋼にたいして、オーステナイトをより安定化させると粒界の加工誘起変態を防止して、時効後の極低温での靱性改善が図れる可能性があると思われ。しかし、この観点からの研究報告は見あたらない。そこで、本報告ではオーステナイト安定化元素として Ni を選び、時効を受けたオーステナイト系ステンレス鋼の極低温での機械的性質に及ぼす Ni 量の影響を調査検討した結果を述べる。

昭和 63 年 6 月 13 日受付 (Received June 13, 1988)

* (株)神戸製鋼所超電導・低温技術センター (Superconducting and Cryogenic Technology Center, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakino-hama-cho Chuo-ku Kobe 651)

2. 実験方法

2.1 供試材

Table 1 に、0.02C-18Cr 鋼に Ni 量を 10~30% の範囲で添加した 6 種類の供試鋼 (N1~N6) の化学成分を示す。供試鋼は、各 20 kg を真空溶製し、熱間鍛造で 80 mm 厚さの鋼片とした後、1273~1473 K の温度にて熱間圧延により 26 mm 厚さの鋼板に仕上げた。その後、1323 K×3.6 ks→水冷の溶体化処理を施し、半分はさらに、973 K×270 ks→炉冷の時効処理を施した。この溶体化材と時効材の両者について実験を行った。

2.2 引張試験

引張試験片は、圧延方向と垂直 (*T* 方向) に切りだし、平行部の直径 3 mm、長さ 20 mm の丸棒試験片と板厚 1 mm で平行部の幅が 4 mm で長さが 16 mm の板状試験片を用いた。歪み速度は $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ にて、室温 (300 K)、液体窒素温度 (77 K) および液体ヘリウム温度 (4 K) にて実施した。低温での引張試験は、インストロン型試験機に装着された極低温用ターレットディスク型試験装置を用い⁵⁾、77 K は液体窒素中で、4 K は液体ヘリウム中で実施した。

2.3 破壊靱性試験

破壊靱性試験片として、25 mm 厚さのコンパクトテンション (CT) 試験片を ASTM E813-81 に従って採用した⁶⁾。試験片の方向は、荷重方向が圧延方向と垂直、き裂進展方向が圧延方向と平行 (*TL* 方向) とした。疲労予き裂は室温にて、応力比が 0.1 で、応力拡大係数幅 (ΔK_I) が $30 \text{ MPa} \sqrt{m}$ 以下の条件で導入した。破壊靱性値は J_{IC} を測定し、計算機制御による除荷コンプライアンス法を用いた⁶⁾。測定温度は 4 K であり、荷重容量 100 kN の破壊靱性試験用のターレットディスク型試験装置を用いた⁷⁾。

コンプライアンスからき裂長さの計算は ASTM E813-81 に基づいて行った。ヤング率の値は引張試験結果から 206 GPa を採用した。また J_{IC} から K_{IC} への換算は次式により計算した。ここで E はヤング率である。

$$K_{IC} = \sqrt{E \cdot J_{IC}}$$

2.4 組織観察

各供試鋼の溶体化材と時効材の両者を 4 K に冷却後、マイクロ組織観察を行った。また、カーボン抽出レプリカを透過電子顕微鏡 (TEM) にて観察し、時効による析出物の種類、形状、分布の調査を行った。板状引張試験片を 4 K で一定量 (8%) の変形後、TEM による変形と変態挙動の観察も行った。破壊靱性試験片は 4 K での試験後に走査電子顕微鏡 (SEM) による破面観察を行った。また、4 K 破面の比透磁率を永久磁石との引力を標準試料と比較する型の簡易透磁率計にて測定した。

3. 実験結果

3.1 時効による組織変化と析出物

Photo. 1 に N1 鋼から N6 鋼の時効材のマイクロ組織を示す。溶体化材に比べて、時効材は粒界が丸みを帯び腐食されやすくなっている。4 K に冷却すると N1 鋼と N2 鋼は部分的に α' マルテンサイトを生じ、他の鋼はオーステナイトのままであった。

溶体化材は、抽出レプリカによる析出物の TEM 観察

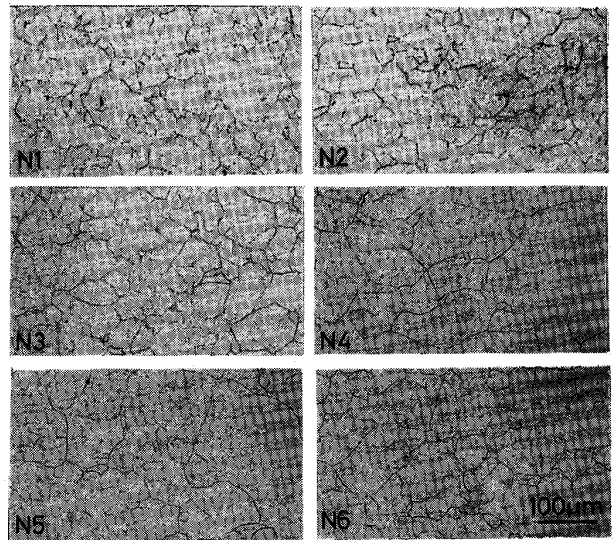


Photo. 1. Optical micrographs of the aged steels.

Table 1. Chemical compositions of the steels tested (mass%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	$Md_{30}[K]^*$
N1	0.021	0.110	0.47	0.003	0.0014	17.69	10.02	258
N2	0.017	0.093	0.49	0.003	0.0014	18.12	12.60	177
N3	0.021	0.098	0.48	0.003	0.0009	18.04	15.03	108
N4	0.020	0.098	0.49	0.003	0.0010	17.34	20.35	-37
N5	0.021	0.110	0.48	0.003	0.0009	18.07	25.11	-185
N6	0.020	0.120	0.48	0.003	0.0010	18.11	30.16	-332

* $Md_{30} = 824 - 462(C+N) - 9.2Si - 8.1Mn - 29.6Ni - 13.7Cr - 1.42(GSNO - 8.0)^{11)}$, where GSNO is grain size number

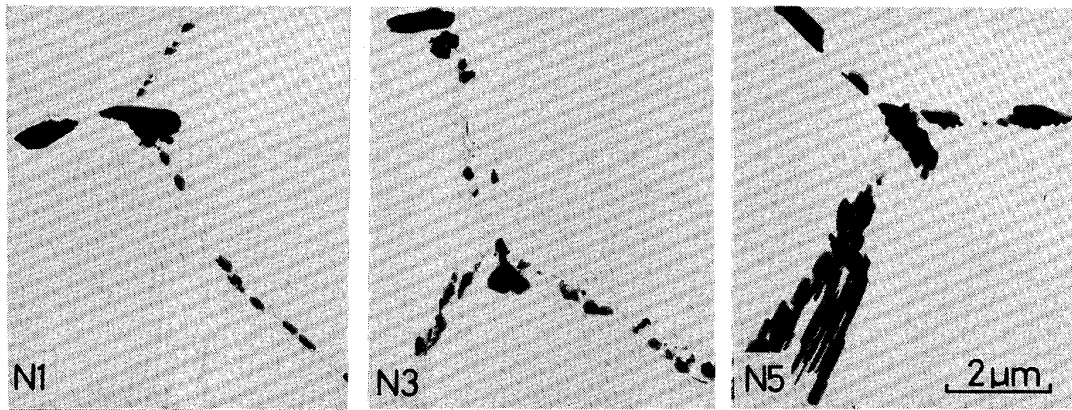


Photo. 2. Grain boundary carbides of the steels aged at 973 K for 270 ks.

Table 2. Chemistries of extracted residues from aged specimens (mass%).

Steel	Fe	Mn	Cr	N
N1	0.029	0.002	0.128	tr.
N2	0.014	0.002	0.069	tr.
N3	0.022	0.003	0.105	tr.
N4	0.023	0.006	0.108	tr.
N5	0.025	0.006	0.124	tr.
N6	0.029	0.006	0.168	tr.

によると、粒内にわずかに微細な未固溶析出物が見られたのみである。時効材については、N1, N3, N5鋼の観察結果を Photo. 2 に示す。各鋼とも細粒状、薄片状の析出物が、粒界に断続的に分布している。粒内には溶体化材と同様にほとんど析出物が見られなかった。析出物の量は N1 鋼から N6 鋼へと Ni 量の増加するにしたがつて増加する傾向が見られたが、Photo. 2 から、この傾向は窺われる。電子線回折と抽出残渣の X 線回折の結果から析出物は、Cr を主体とする $M_{23}C_6$ 炭化物であった。これは従来からの報告と一致している⁸⁾⁹⁾。また、炭化物は Table 2 に示す抽出残渣の化学分析から Cr を主体とする $(Cr_{19}Fe_4)C_6$ と確認された。窒化物は TEM 観察および抽出残渣の分析でもほとんど検出されなかった。

3.2 時効による機械的性質の変化

3.2.1 引張試験

Fig. 1 に 4 K における時効した N1 鋼, N3 鋼と N5 鋼の荷重-変位曲線を示す。すべての鋼について極低温特有の多重降伏現象 (セレーション) が生じている。77 K と 300 K ではセレーションは観察されていない。荷重-変位曲線の形には、時効材と溶体化材の差は明瞭には見られないが、Ni 量の影響は観察される。N1 鋼はオーステナイトが不安定なため加工硬化率が大きくなつ

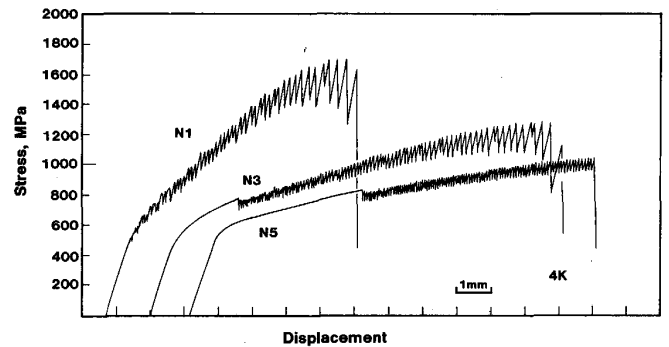


Fig. 1. 4 K load-displacement curves of tension test for the steel, N1, N3 and N5.

ている。N5 鋼では荷重-変位曲線の包絡線が、安定オーステナイトの様相を呈した放物線状となつて加工硬化が小さい。N3 鋼はその中間と言える。

破断面の SEM 観察によると、溶体化材はディンプル破面であり、時効材はディンプル破面と粒界延性破面の混合であった。

Fig. 2 に各温度での耐力を Ni 量にたいして整理した結果を示す。300 K では溶体化材と時効材の差は小さく、かつ耐力の Ni 量依存性はほとんど見られない。77 K と 4 K で溶体化材と時効材に差が見られた。77 K と 4 K の溶体化材では Ni 量が 10% から 12.5% に増加すると耐力が低下するがさらに Ni 量が増すと耐力は増大する。25% Ni で最大値に達した後 30% Ni ではやや低下する。77 K および 4 K の時効材では、Ni 量が 10% から 15% に増加すると耐力が低下する傾向が明瞭に見られた。15% Ni の N3 鋼での耐力が最小となり、溶体化材の耐力より低くなつている。Ni 量が 20% 以上では溶体化材と同様な傾向を示した。

Fig. 3 に各温度での引張強さの Ni 量依存性を示す。

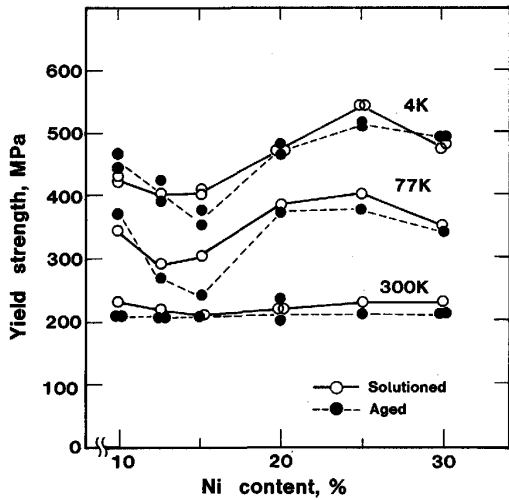


Fig. 2. Effect of Ni content on yield strength at 4 K, 77 K and 300 K.

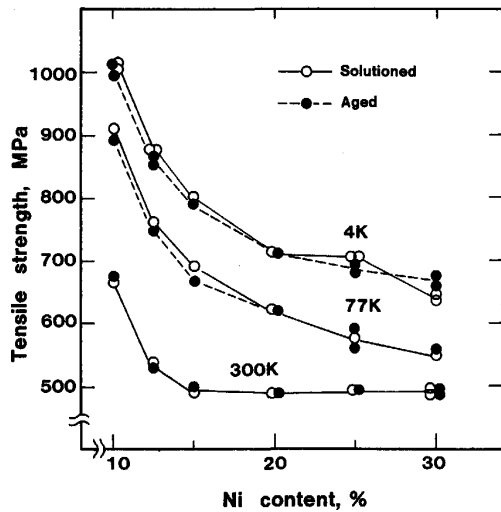


Fig. 3. Effect of Ni content on tensile strength at 4 K, 77 K and 300 K.

各温度とも溶体化材と時効材の差がほとんど見られない。300 K での引張強さは、15% 以下での Ni 量依存性が大きく、Ni 量とともに低下している。15% 以上では、Ni 量とともにわずかに低下するがほぼ一定となっている。77 K と 4 K では、Ni 量の増加にしたがい引張強さの減少する傾向が明瞭になっている。15% 以下での Ni 量依存性は、300 K と同様に大きく、時効材がやや低い値を示している。

全伸び（以下伸びと略す）を Ni 量に対してプロットした結果を Fig. 4 に示す。伸びの Ni 量依存性は温度により異なっている。300 K では溶体化材と時効材は同じ傾向を示し、時効材が約 5% 低い程度である。12.5% Ni の N2 鋼が最大の伸び（溶体化材 78%、時効材 71%）

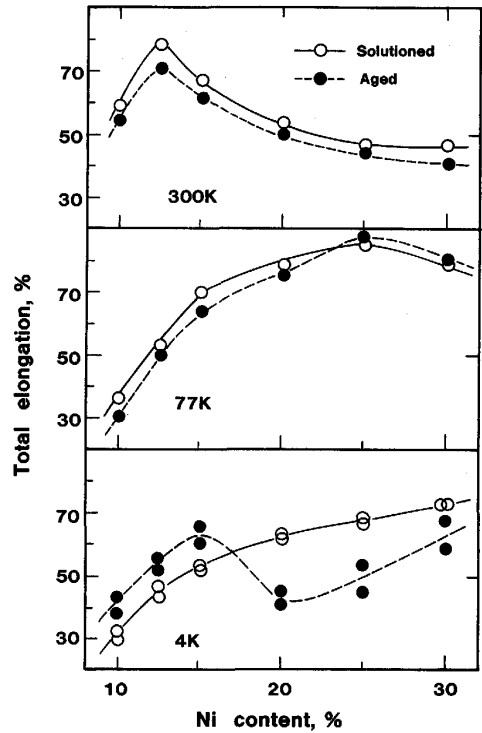


Fig. 4. Effect of Ni content on total elongation at 4 K, 77 K and 300 K.

を示し、Ni 量が増すと伸びが減少する。77 K では、300 K の場合と同様に溶体化材に比べて時効材がわずかに低い伸びを示す。しかし、最大伸びを示す Ni 量が 25% と温度の低下とともに高 Ni 側に移行し、最大値も（溶体化材 85%、時効材 88%）と高くなっている。このため 15% Ni 以上では 77 K の方が 300 K よりも伸びが増加している。4 K での伸びは、溶体化材と時効材で Ni 量依存性が異なる。溶体化材は Ni 量とともに伸びは増加し、30% 以下の範囲では最大値を示さない。一方、時効材は 15% にて極大値を、20% にて極小値を示す。15% 以下では時効材の方が約 10% 高い伸びを示し、20% 以上では逆に溶体化材の方が高い伸びを示している。

3.2.2 破壊靱性試験

溶体化材の破壊靱性試験において、N1 鋼と N2 鋼以外の高 Ni 鋼は J-R 曲線の鈍化直線から R 曲線への明瞭な移行が、 600 kJ/m^2 ($K_{IC} = 350 \text{ MPa} \sqrt{m}$) 以下の J 積分の範囲では確認できなかった。Fig. 5 に 4 K にて測定された時効材 (N1, N3, N5 鋼) の荷重-変位曲線を示す。N1 鋼と N5 鋼では断続的な荷重低下が観察された。Fig. 5 の矢印より右ではき裂進展が検出されるので、荷重低下はこれに伴うポップインであり、左側ではき裂鈍化に起因するセレーションと考えられる。N

3鋼は、Fig. 5から知れるようにポップインが発生しにくく、3 mm以上の開口変位の後小さなポップインが見られたのみである。荷重も単調に増加し、4.5 mmの開口変位を加えてもき裂は0.3 mm程度しか進展せず、R

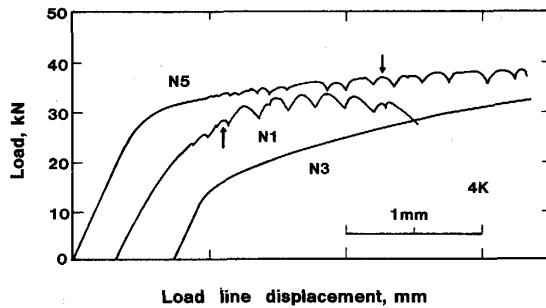


Fig. 5. 4 K load-load line displacement curves of J_{IC} test for the steel, N1, N3 and N5. Arrows show the onset points of crack extension.

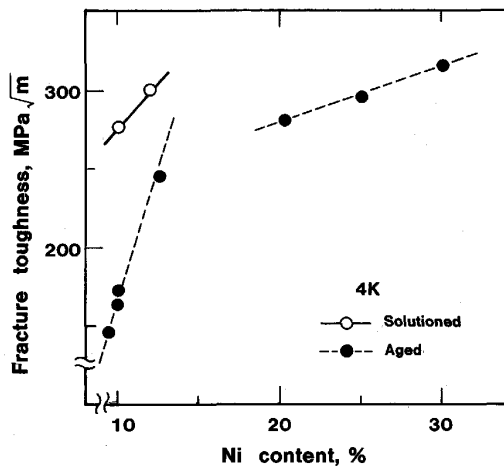


Fig. 6. Effect of Ni content on K_{IC} at 4 K of the aged steels.

曲線を確定できなかつた。したがって、N3鋼は破壊靱性値を求めることは不可能であつた。Fig. 6に破壊靱性値 K_{IC} をNi量に対してプロットした結果を示す。Fig. 6中のNi量が9.5%のデータはSUS304Lの文献値である³⁾。時効材は溶体化材に比べて K_{IC} が大幅に低下している。時効材の K_{IC} はNi量とともに増加するが、約15%を境として、Ni量依存性に差がみられる。低Ni側ではNi量依存性が大きく1%のNi量増加に対して約 $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の K_{IC} 増加がある。高Ni側では増加率はその約1/10である。

N1, N3, N5鋼の時効材の、SEMによる破壊靱性試験片の破面観察結果をPhoto. 3に示す。溶体化材はすべて粒内延性破断を示すディンプル破面であつたが、時効材の破面はすべての鋼で粒界延性破面が観察された。粒界上には、溶体化材のものに比べると微小なディンプルが観察される。また、N1, N3, N5鋼とNi量が増すにしたがい粒内ディンプル破面が減少し、粒界に

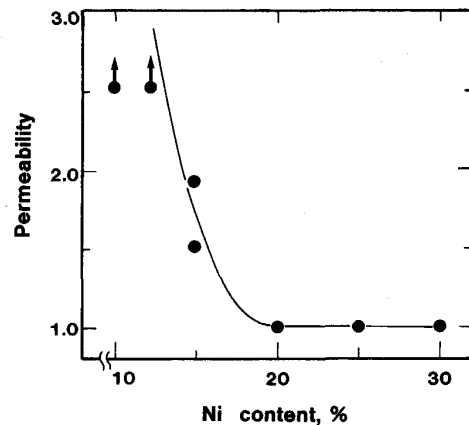
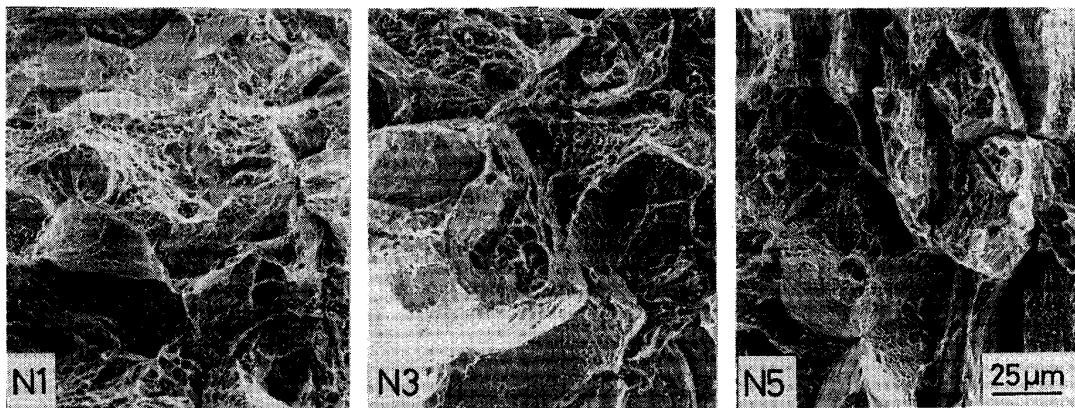


Fig. 7. Magnetic permeability at the fractured surfaces of the J_{IC} specimens.



Aged N1 steel

Aged N3 steel

Aged N5 steel

Photo. 3. SEM fractographs of J_{IC} specimens tested at 4 K.

沿う 2 次き裂が顕著になっている。

4 K の破面における比透磁率の測定値を Ni 量について整理した結果を Fig. 7 に示す。溶体化材と時効材は同じ比透磁率を示した。Ni 量が 10%~12.5% では比透磁率は 2.5 以上であるが、Ni 量の増加にともない比透磁率は減少し 20% 以上の Ni 量では 1.01 と一定値となる。

4. 考 察

4.1 時効の影響

700°C×270 ks の時効により各供試鋼とも Cr を主体とする炭化物 $M_{23}C_6$ が粒界に析出している。Ni 量 10-30% の範囲では $M_{23}C_6$ 以外の析出物は認められない。すなわち、時効による機械的性質の変化は $M_{23}C_6$ の析出に起因していると考えられる。析出にともなう現象としては、まず第 1 に、炭化物析出により応力集中が起こりやすくなることが挙げられる。第 2 に、粒界に沿う Cr 欠乏層が生じてオーステナイトが不安定となる。この点については Ni の影響と関連するので次節で論じることとする。

変形とともに粒界に歪みが蓄積されるが、粒界に析出物が存在するとその界面にも歪みが集中するはずである。本実験の J_{IC} 破面直下の薄膜を TEM 観察したが、炭化物界面での歪みは観察されなかった。しかし、小倉は時効した NiCr 鋼についてき裂先端の未破断の粒界炭化物界面での歪みを観察している。しかもき裂が進展したのちには歪みは消失するとしている¹⁰⁾。したがって、同様なことが本供試鋼のばあいにも成り立っていると考えると、破壊靱性試験におけるき裂先端では粒界炭化物への歪みの集中がボイド発生の促進に働いたものと考えられる。すなわち、4 K の K_{IC} が時効により低下する理由は、粒界の $M_{23}C_6$ が歪みの集中をまねき、応力の 3 軸度の高い破壊靱性試験ではボイドの発生を容易にするためと考えられる。各鋼とも Fig. 4 に示したように 4 K でも延性が高いため、脆性的な粒界破面ではなく Photo. 3 に示したようなボイドの成長合体による粒界延性破面を呈する。

4.2 Ni の影響

4.2.1 変態への影響

Fig. 2, 3, 4, 6 に機械的性質の Ni 量依存性を示したが、15% を境として依存性に差がみられた。Table 1 にオーステナイトの安定度として Md_{30} (30% の歪みを与えた時 50% のマルテンサイトを生ぜしめる温度) を野原らの報告により計算したものを示している¹¹⁾。星野らはオーステナイト系ステンレス鋼の繰返し変形中に

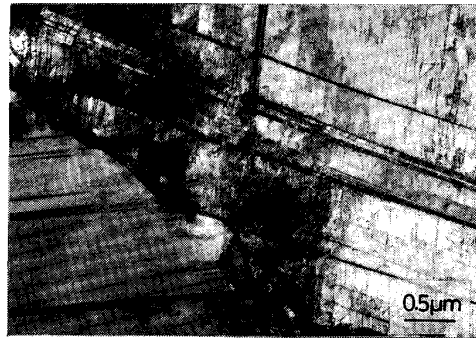


Photo. 4. TEM micrograph of the N6 steels deformed by 8% at 4 K after aging.

α' マルテンサイトが生じる上限は、 $Md_{30}+70$ K であると報告している¹²⁾。星野らに従うと、N4 鋼は 4 K で α' マルテンサイトを誘起することになるが、単純引張変形と繰返し変形の差と Fig. 7 の透磁率の結果も合わせて考慮すると、15% Ni 以下の N1, N2, N3 鋼は α' マルテンサイトが 4 K での引張試験、破壊靱性試験により誘起されるが、20% Ni 以上の N4, N5, N6 鋼は α' マルテンサイトは誘起されないと言える。Photo. 4 に Ni 量の多い N6 鋼の変形材の TEM 観察例を示すが、粒界から細い双晶が粒内に伸びている。加工により変形双晶がみられたが α' マルテンサイトは観察されなかった。したがって、マルテンサイト変態の有無により Ni 量依存性の効果に差が現れたと考えられる。

Photo. 5 にマルテンサイト変態のある N1 鋼と N3 鋼の 4 K での未変形および 8% 変形材の TEM 観察結果を示す。Photo. 4 の N6 鋼と比較すると Ni 量が少ないため積層欠陥エネルギーが低く¹³⁾、拡張転位が変形により導入されている。N1 鋼では 4 K に冷却すると一部は双晶を含んだラス状 α' マルテンサイトが生じる。その量は変形とともに急激に増加する。また、制限視野電子線回折によつて確認できているが、変形による積層欠陥は ϵ マルテンサイトへと変化するとともに ϵ マルテンサイトの交点には α' マルテンサイトが生成し始めている。この N1 鋼の 4 K での変形初期のマルテンサイト変態の挙動は、堀内らの報告と同様である¹⁴⁾。N3 鋼ではオーステナイトが N1 鋼よりも安定なため、4 K への冷却のみではマルテンサイトは生じないが、4 K での変形にともない拡張転位が導入されて ϵ マルテンサイトが生成され、その交点に α' マルテンサイトが誘起されている。すなわち、加工誘起マルテンサイトのみが加工量に応じて生じている。

4.2.2 機械的性質への影響

(1) 加工硬化挙動

TAMURA らが報告しているように¹⁵⁾、粒内において適度に分布する α' マルテンサイトが少しずつ破断に至るまで生成して、常に加工硬化を適度に保つ効果のある TRIP (変態誘起塑性) が N3 鋼では実現していると言えよう。加工硬化率はマルテンサイト生成率とともに増加する¹⁶⁾。

したがって、Fig. 1 の N3 鋼の荷重-伸び線図の加工硬化率が完全オーステナイトの N5 鋼に比べて大きく α' マルテンサイトを生じやすい N1 鋼に比較して小さくなっているのは適度な変態の起きる TRIP によるものと言えよう。

堀内らが示したように¹⁴⁾、準安定オーステナイト系ステンレス鋼は 4K での加工とともに急激にラス α' マルテンサイトを増加し変形応力も増大する。したがって Fig. 3 に示したように引張強さはオーステナイトの加工誘起変態の容易さ、すなわち Ni 量に強く依存することとなる。

(2) 伸び

三浦らの報告によると¹⁷⁾、準オーステナイト系ステンレス鋼の低温での伸びについてはオーステナイトの安定性によって決まり、 Md_{30} により整理できるとされている。彼らに従い伸びと $T-Md_{30}$ (T : 試験温度) の関係を Fig. 8 にプロットした。星野らの報告¹²⁾ から、 $Md_{30} + 100$ K の以下の温度範囲が準安定と仮定すると、溶体化材と時効材はそれぞれ異なったピークを示す。溶体化材は三浦らの結果と同様に $T-Md_{30} = 0$ の付近にピークを有するが、時効材は約 60 K 低い温度でピークを示している。

このことは、 Md_{30} の温度で伸びが最大を示す必然性は別にしても、ピーク温度の低下からオーステナイトの安定化(Md_{30} の低下)が時効により生じたと推定される。 Md_{30} については化学成分と結晶粒径から決定されたが、

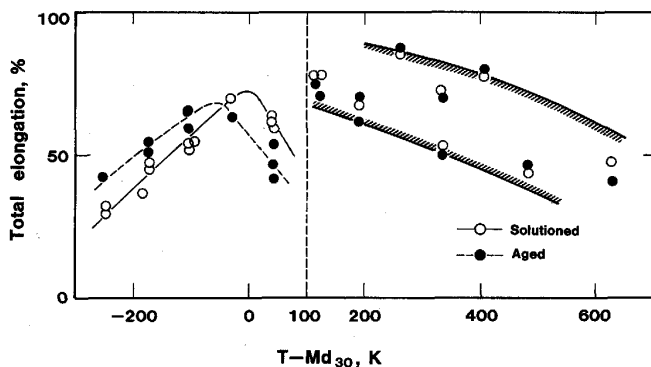


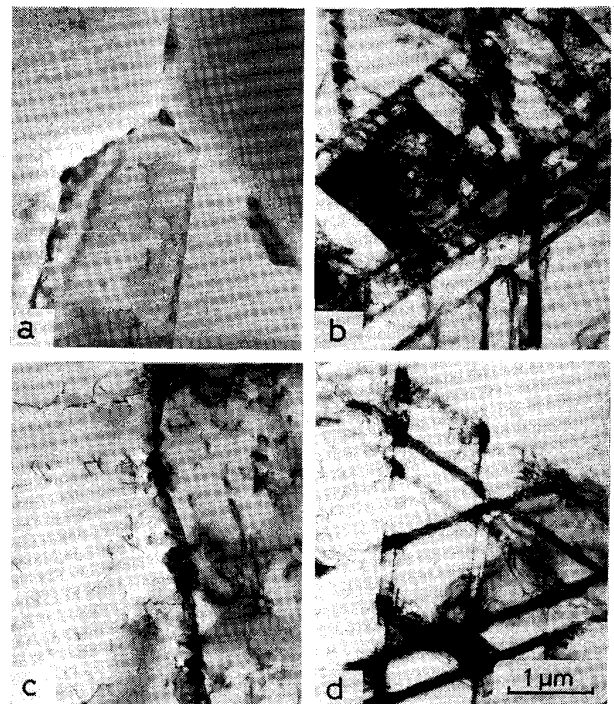
Fig. 8. Elongation vs. $T-Md_{30}$ for solutioned and aged steels.

時効による影響は $M_{23}C_6$ 析出による Cr と炭素の固溶量減少だけである。この減少は、逆に Md_{30} の 5-6 K の上昇をもたらすので、 Md_{30} の 60 K の低下を説明できない。ところが、4K の引張試験における引張変形挙動を検討すると、Fig. 3, 4 から、N1~N3 鋼は時効材の方が溶体化材に比較して伸びは大きく、引張強さは低いことが知れる。固溶炭素量の差はあるものの、引張強さは α' マルテンサイト量の目安と考えられるので、時効材は加工量に対するマルテンサイトの生成割合が低くなっていると言える。すなわち、時効材では α' マルテンサイトが生成された時、それが次の α' マルテンサイトを誘発する自触媒作用が弱められたため、 Md_{30} が低温側へ移行したと考えられる。

一方、 $T-Md_{30}$ が 100 K 以上の安定オーステナイト域では準安定な場合と異なる傾向を示す。明瞭ではないが、 $T-Md_{30}$ が大きくなるに伴い伸びは緩やかに減少する。 $T-Md_{30}$ が大きいと、マルテンサイト変態が起きないことと Ni 量の増加により積層欠陥幅が小さくなるため加工硬化率が減少する。したがって、生じたネッキング部の応力を加工硬化により支えることができず伸びの減少を招くものと考えられる。

(3) 耐力

Fig. 2 の 4K, 77K のデータにおいて、耐力の最小値が Ni 量に対して存在する。これは引張荷重に対して



a : Undeformed N1 steel b : Deformed N1 steel
c : Undeformed N3 steel d : Deformed N3 steel

Photo. 5. TEM micrographs of the N1 and N3 steels.

すべり変形に優先してマルテンサイト変態による変形が起きるためと考えられる。また、Fig. 2 の 4K と 77K の結果から、N3 鋼の溶体化材と時効材を比較すると、より変態しやすい時効材の耐力が低くなっているが、N1 鋼ではこの大小が逆になっている。N1 と N3 の両鋼とも、Photo. 5 に示したように、加工によりマルテンサイトを生じる。しかし、未変形時には、N1 鋼では 4K においては α' マルテンサイト変態を起こすのに対し、N3 鋼は変態を起こさない。したがって、変形によつてのみ変態が生じる N3 鋼ではマルテンサイト変態による耐力低下が顕著に見られるが、すでに α' マルテンサイトを含み、強化された N1 鋼では逆に耐力は増加すると言えよう。

(4) 破壊靱性

Fig. 6 に明らかなように K_{IC} の Ni 量依存性は 2 領域に分けられる。低 Ni 側は α' マルテンサイト変態の影響が現れていると考えられる。N1 鋼や N2 鋼のように 4K で α' マルテンサイトを含む鋼では、低温脆化を示す α' マルテンサイトの量が少ないほど K_{IC} が高いと考えられる。N3 鋼はオーステナイト単相である。TRIP による適度な応力緩和と加工硬化が有効に作用するためボイドの発生成長が抑制されている。したがって、き裂進展を開始しにくく、高い K_{IC} を示すと言える。

高 Ni 側では、安定オーステナイトであり、積層欠陥エネルギーが高く加工硬化率が低いことから応力集中度が低いと考えられる。このため溶体化材ではボイドを発生しにくい、時効材では粒界が相対的に応力集中を招きやすく炭化物を核としてボイド発生が行われる。高 Ni 側は時効後も延性に富んだオーステナイトが安定なため Fig. 6 に示したように高い K_{IC} を維持している。

したがって、オーステナイトを安定化させるか、または、TRIP を利用することにより K_{IC} を向上させることが 18Cr-Ni 鋼の時効材では有効と考えられる。

5. 結 言

18Cr-(10-30)Ni 鋼の極低温における強度・延性と破壊靱性値に及ぼす 973K×270ks の時効の影響を調べた結果次のことが判明した。

1) 時効により Cr を主とする $M_{23}C_6$ が粒界に優先的に析出する。析出量は Ni 量とともに増加する。

2) 引張強さに及ぼす Ni 量の影響は大きい、時効の影響は小さい。これは加工誘起マルテンサイト量に強く依存するためである。

3) 低温での耐力は加工誘起マルテンサイト変態により低下する。時効によりこの傾向が強調される。

4) 溶体化材と時効材はともに Md_{30} により伸びが整理できる。準安定オーステナイトの場合は、時効により Md_{30} が低下する。

5) Ni 量とともに 4K- K_{IC} は増加するが、Ni 量にかかわらず時効により粒界破壊を呈し、劣化する。準安定オーステナイトでは Ni 依存性が非常に強い。15% Ni の N3 鋼では TRIP のためき裂先端にて応力緩和が作用して非常に高い K_{IC} を示す。

6) 時効により粒界析出物が存在する場合でも、その近傍の応力集中を抑制し延性を向上させることにより、4K での K_{IC} を改善できると考えられる。

文 献

- 1) F. R. FICKETT: Adv. Cry. Eng., 28 (1982), p. 1
- 2) J. W. MORRIS, Jr. and E. N. C. DALDER: 神戸製鋼技法 R & D, 34 (1984) 3, p. 1
- 3) 嶋田雅生, 小川陸郎, 堀内健文: 低温工学, 22 (1987), p. 265
- 4) 嶋田雅生, 小川陸郎, 堀内健文: 低温工学, 23 (1988), p. 183
- 5) T. HORIUCHI, M. SHIMADA, T. FUKUTSUKA and S. TOKUDA: Proc. 5th Int. Cryo. Eng. Conf. (1974), p. 465 [IPC Science and Technology Press Ltd., England]
- 6) ASTM Designation E813-81, 1986 Annual Book of ASTM Standards, 03.01 (1986), p. 768 [ASTM, Philadelphia]
- 7) 嶋田雅生, 小川陸郎, 森山 隆, 堀内健文: 低温工学, 21 (1986), p. 269
- 8) 耐熱鋼の高温無負荷時効材の室温脆化と諸物性 (日本鉄鋼協会編) (1986), p. 1
- 9) E. A. LORIA: J. Test. Eval., 14 (1986), p. 81
- 10) 小倉次夫: 日本金属学会会報, 22 (1983), p. 143
- 11) 野原清彦, 小野 寛, 大橋延夫: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 212
- 12) 星野和夫, 向井孝慈: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 125
- 13) P. R. SWANN: Corrosion, 19 (1963), p. 102
- 14) 堀内健文, 小川陸郎, 平井 洋, 園井英一, 川手剛雄: 低温工学, 16 (1981), p. 342
- 15) I. TAMURA, T. MAKI, H. HATO, Y. TOMOTA and M. OKADA: 2nd Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys, ASM (1970), p. 900
- 16) 田村今男: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 429
- 17) 三浦 立, 大西敬三, 中嶋秀夫, 島本 進: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 715