

© 1986 ISIJ

9Ni-Cr 鋼の 77~4.2K における強度と靱性 論文

小川 陸郎*・嶋田 雅生*・堀内 健文*²

Strength and Toughness of 9Ni-Cr Steels in the Temperature Range from 77 to 4.2K

Rikuo OGAWA, Masao SHIMADA and Takefumi HORIUCHI

Synopsis :

The temperature dependence of the strength and toughness was measured for quench-and-tempered 9%Ni steels containing 0.5%Cr and 1.0%Cr which were quenched with the cooling rate simulated to heavy plate, and a commercial 9%Ni steel in the temperature range from 77 to 4.2 K. The yield strength of the three steels increased monotonically and reached the same value with decreasing temperature down to 20 K. Below 20 K, anomalous change in yield strength was observed. The Charpy impact tests showed a decrease in the absorption energy and an increase in the brittle area on fracture surface in 9Ni-0.5Cr and 9Ni-1.0Cr steels at the temperature between 77 and 40 K, but below 40 K, only a slight change in the absorption energy and no apparent ductile-brittle transition temperature. The commercial 9%Ni steel showed a full ductile fracture mode in the whole temperature range tested.

The fracture toughness test (J integral test) of the three steels showed the clear ductile and brittle transition and a low energy brittle fracture below 30 K. The nil-ductility temperature and the ductile and brittle transition temperature are almost the same among three steels, but K_{IC} (J) values are different. The 9Ni-1.0Cr steel showed a relatively high K_{IC} (J) value especially in the brittle fracture range.

1. 緒 言

液体水素 (20 K) や液体ヘリウム (4.2 K) の極低温の液化ガスの貯槽容器や構造材料には 304 L, 316 L に代表される 300 シリーズのオーステナイトステンレス鋼が一般に使用されている。オーステナイトステンレス鋼は、極低温で優れた延性、靱性を有しているが強度が低く、また合金元素を多く含むため高価である欠点がある。核融合や磁気浮上列車の分野での大型超電導マグネットの建設、クリーンエネルギーとしての液体水素の利用などで、高強度の極低温構造材料の要求が高まっている。オーステナイトステンレス鋼に比較して、フェライト鋼は強度が高く、安価であるという利点があるが、低温では延性、脆性遷移を示すという重大な欠点がある。延性、脆性遷移温度を下げる努力は、熱処理による組織制御が可能な利点を生かして強度と靱性のともに高い下部組織を得る熱処理法の研究が Ni 鋼, Mn 鋼について精力的に行われている。液化天然ガス (113 K) の貯槽容器用に 9% Ni 鋼が実用化されているが、通常の焼入れ焼もどし (QT), 2 回焼ならし焼もどし (NNT) 以外に 2 回焼入れ焼もどし (QQ'T), 焼入れ中間焼入れ

焼もどし (QLT) などの優れた熱処理方法が開発され¹⁾²⁾、液体窒素温度 (77 K) で 100% の延性破面を示す鋼が報告されている。さらに、最近では製鋼技術の発展から P, S を極度に低減した鋼が作られ、77 K でのシャルピー吸収エネルギーが 200 J を越えるものが報告されている³⁾。液化天然ガス用の材料については 9% Ni よりさらに Ni 量を下げる努力が行われている⁴⁾。一方 JIN らは Ni 量を上げた Fe-12Ni-0.25Ti 合金に 2 回の焼入れ処理を施し、延性、脆性遷移温度を 4.2 K 以下に低下させることができることを報告している⁵⁾。石川らも、13% Ni 鋼で延性、脆性遷移温度を 4.2 K 以下に下げられることを報告している⁶⁾。このようにフェライト鋼においても 4.2 K で使用可能と考えられる鋼が報告されているが、フェライト鋼の熱処理には質量効果があり、極厚材 (徐冷材) については十分な強度靱性が得られた報告はない。大型超電導マグネット用の構造材料としては強大な電磁力を支える必要から極厚材が必要とされる。9% Ni 鋼の質量効果の軽減に Mo の添加が効果のあることが報告されている⁷⁾。また Cr の添加も強度上昇に効果のあることが報告されている⁸⁾。

本報告では 9% Ni に Cr, Mo を添加し質量効果を

昭和 60 年 8 月 16 日受付 (Received Aug. 16, 1985)

* (株)神戸製鋼所 材料研究所 (Materials Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakinohama-cho Chuo-ku Kobe 651)

*² (株)神戸製鋼所 浅田研究所 (Asada Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd.)

Table 1. Chemical compositions (wt%) and heat treatment of 9% nickel steels.

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al
9Ni-0.5Cr	0.071	0.23	0.50	0.003	0.002	<0.1	9.01	0.49	0.20	0.022
9Ni-1.0Cr	0.070	0.25	0.50	0.003	0.002	<0.1	9.13	0.99	0.20	0.022
9Ni*	0.05	0.22	0.57	0.002	0.001		9.12			

* Commercial plate (25 mm t)

° Heat treatment

9Ni-0.5Cr: 800°C \times 2h $\xrightarrow{11^\circ\text{C}/\text{min}}$ RT \rightarrow 600°C \times 2h \rightarrow AC

9Ni-1.0Cr: 800°C \times 2h $\xrightarrow{11^\circ\text{C}/\text{min}}$ RT \rightarrow 600°C \times 8h \rightarrow AC

軽減させた材料で極厚材を想定した熱処理を施し、77 K でほぼ 100% 延性破面を示す材料について、77~4.2 K 間の強度と靱性を引張試験、シャルピー衝撃試験、J 積分試験により調べたので、その結果を報告する。

2. 試料および実験方法

Mo を 0.2% 含有し、Cr 量を 0.5%, 1.0% と変化させた 9% Ni 鋼 2 鋼種の 90 kg インゴットを真空溶製した。試料の化学成分を Table 1 に示す。インゴットを 30 mm t \times 150 mm w \times 1100 mm l に鍛造後 Table 1 に示す熱処理を施した。冷却速度の 11°C/min は極厚の素材を想定した冷却速度である。さらに、市販の S, P 含有量の低い 9% Ni 鋼板 (25 mm t) を入手した。この鋼板には同様の熱処理が施されているが、冷却は水冷が施されている。板の L 方向 (LT) より引張試験片、CT 試験片、シャルピー衝撃試験片を採取した。引張試験片は平行部 7 mm ϕ \times 45 mm の丸棒試験片を、CT 試験片は 1CT ($B=25.4$ mm (9Ni 鋼板は 22 mm), $W=50.8$ mm) を、それぞれ板の中心部 (1/2 t) より、シャルピー衝撃試験片は、JIS 4 号 2 mmV ノッチ試験片を 1/4 t , 3/4 t より採取している。

引張試験、弾塑性破壊靱性試験 (J 積分試験) は 10 t 容量のターゲットディスク型引張試験装置⁹⁾により実施した。ターゲットディスクには引張試験なら 10 本、J 積分試験なら 5 本の試料が取り付けられる。各試験片に熱電対 (Au-0.07%Fe:クロメル) をつけて温度の測定を行つた。歪みの測定は試験片の平行部に添付した歪みゲージにより測定した。77 K 以下での試験は以下の方法により実施した。最初に、予冷の液体窒素を入れた段階で 77 K の試験を実施する。次に、液体窒素を追い出し、液体ヘリウムを入れ、4.2 K での試験を実施する。

次に液体ヘリウムを追い出すが、 Dewar の底に液体ヘリウムを試験片に触れない程度残し、外部よりステンレスの細管を通して試料部分にヘリウムガスを導入すると試料温度が上昇する。導入を止めると試料は底の液体ヘリウムの蒸発により冷却され温度が下がる。導入するヘ

リウムガスと蒸発とを制御することにより、破断までの間試料温度を所定温度の ± 3 K 以内に保つことができる。引張試験片には平行部に Cu の薄板をまいて均熱をはかつた。この方法により平行部の上下の温度差は 2 K 以内に抑えられた。引張速度は 0.5 mm/min ($\dot{\epsilon}=1.9 \times 10^{-4}$ s $^{-1}$) である。

J 積分試験はコンプライアンス法により実施した。CT 試験片は 5 個とりつけられるので、77 K, 4.2 K とその間の温度 3 点の計 5 点のデータが一回の冷却で得られる。温度制御は引張試験と同じ方法で行つた。CT 試験片の上下の温度差は最大 3 K であつた。引張速度は 0.5 mm/min で実施した。負荷の途中で除荷を繰り返して、除荷直線よりコンプライアンスを測定し、コンプライアンスよりクラック長さを、SAXENA の式¹⁰⁾を用いたうえさらに回転の補正を加えて求めた。R 曲線を求め、直線近似し、鈍化直線 ($J=(\sigma_y+\sigma_B)\Delta a$ との交点より J_{IC} を求めた。さらに次式より平面歪み破壊靱性値 K_{IC} (J) を求めた。

$$K_{IC}(J) = \sqrt{\frac{J_{IC} \times E}{1 - \nu^2}} \dots \dots \dots (1)$$

ここで E : ヤング率 ν : ポアソン比

ヤング率はおのおのの温度で引張試験で求めた値を用い、ポアソン比は 0.3 とした。

シャルピー衝撃試験は緒形¹¹⁾の方法により実施した。この方法はシャルピー試験片を、溝を切つた発泡スチロールの板で包み試験機にセットし、一端より液体ヘリウムを流し、試料の冷却を待つて試験する方法である。シャルピー試験片の中心まで穴をあけ、熱電対を挿入した試料を用意し、試料の冷却曲線、上昇曲線を求めておき、液体ヘリウム容器のバルブの開閉を基準に試料を 4.2 K に冷却するのに必要な時間と所定温度まで上昇するのに必要な時間とを求め、試験温度はこの時間によつてコントロールした。77 K のテストは液体窒素に冷却した試料を取り出して打撃する方法も実施したが両方法の吸収エネルギーの差はほとんどなかつた。

3. 実験結果

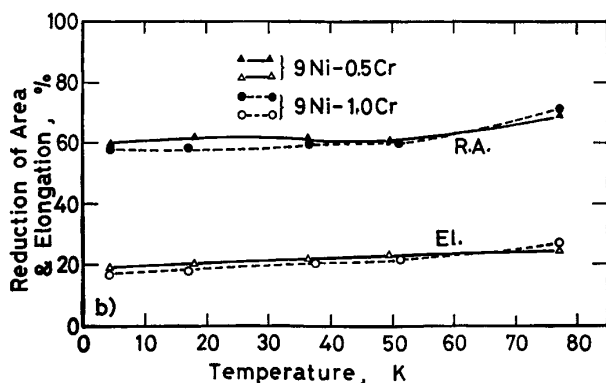
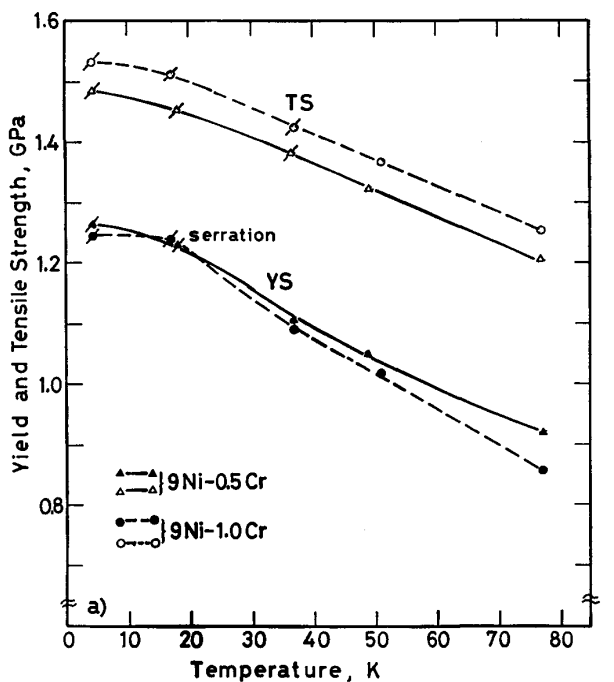
3-1 引張試験

Fig. 1 a), b) に 9Ni-0.5Cr と 9Ni-1.0Cr 鋼の引張試験結果を示す。Fig. 1 a) は両鋼種の降伏強さ (YS) と引張強さ (TS) の温度依存性を示す。両鋼種とも 77 K~37 K 間では明瞭な降伏点は示さず、0.2% 耐力を降伏強さとした。18 K, 4.2 K では、大きな荷重降下と上昇(セレーション)を繰り返して変形が進行する。セレーションの発生は図中の記号の斜線で示している。この場合、最初の荷重降下時の応力を降伏強さとしてとつている。37 K では変形の初期にセレーションは発生せず、途中から荷重の変動が起こりしだいに大きな荷重降下となつて破断に至る。1.0% Cr 鋼の降伏強さは 77 K で

は 0.5% Cr 鋼に比較し 70 MPa 低いが、50 K 以下ではしだいに等しくなる。18 K まで降伏強さは温度に対して単調に増加するが、18 K~4.2 K で増加は鈍くなる。この様子は引張強さについても同様である。

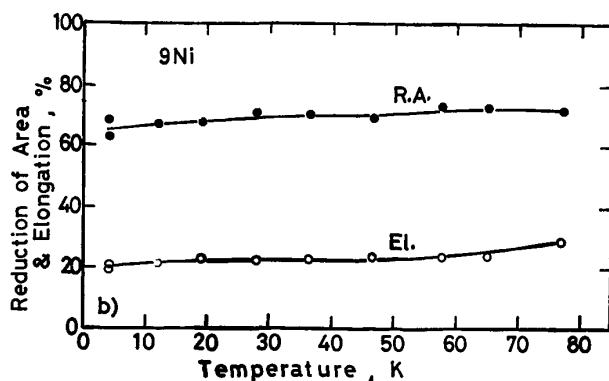
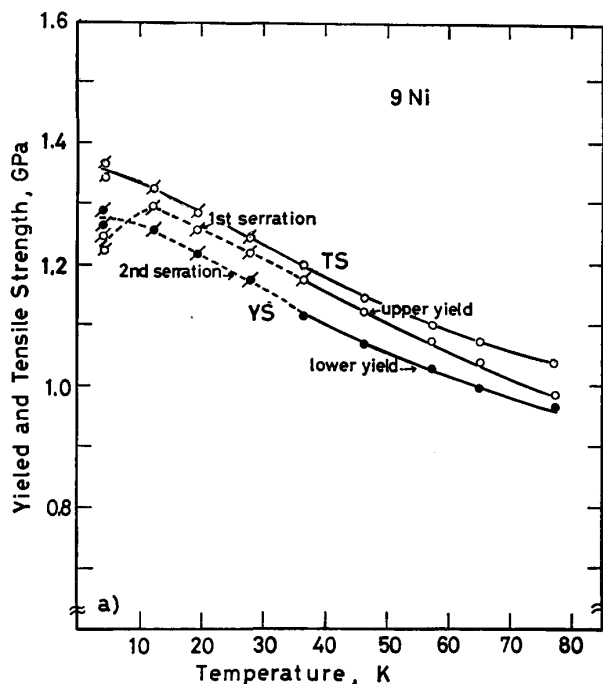
Fig. 1 b) に伸び絞りの測定結果を示す。伸び絞りとともに鋼種間の差はほとんどない。温度の低下とともに、伸び絞りとともに若干低下するが、低下量は小さく、4.2 K で伸び 18%, 絞り 60% と十分な延性を示している。

Fig. 2 a), b) に 9Ni 鋼板の降伏強さ、引張強さの温度依存性を示す。明瞭な上降伏点、下降伏点が観察され図中にはおのおのの値をプロットしている。この場合も低温でセレーションが発生する。最初に荷重降下の発生する応力は、4.2 K を除いて 2 番目、3 番目より高く、上降伏点としてプロットしている。また、2 番目の荷重降下の発生した時の応力を下降伏点としてプロット



a) Yield and tensile strength
b) Reduction of area and total elongation

Fig. 1. Tensile test results of 9Ni-0.5Cr and 9Ni-1.0Cr steels.



a) Yield and tensile strength
b) Reduction of area and total elongation

Fig. 2. Tensile test results of 9Ni steel.

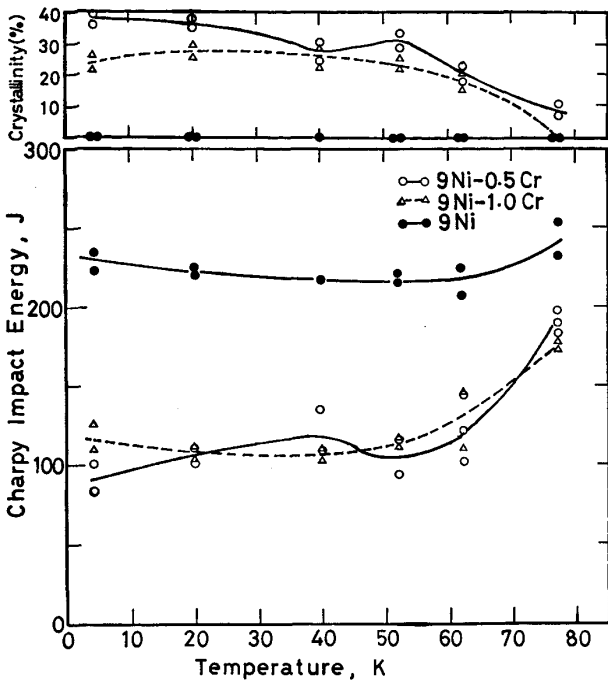


Fig. 3. Charpy impact test results of 9Ni-0.5Cr, 9Ni-1.0Cr and 9Ni steels in the temperature range from 77 to 4.2K.

しているが、図に示すようにセレーションのない場合となだらかにつながっている。降伏強さは 77 K では Cr 入り鋼より高いが、4.2 K ではほぼ同じである。引張強さは Cr 入り鋼より低く、加工硬化は小さい。

3.2 シャルピー衝撃試験

シャルピー衝撃試験の結果を Fig. 3 に示す。0.5% Cr 鋼では 77 K において吸収エネルギー 190 J と高い値を示すが、若干の脆性破面が認められる。62 K では吸収エネルギーは約 110 J に低下し、脆性破面率も 20% に増加する。62 K から 4.2 K まで吸収エネルギーは低下するが、4.2 K で約 90 J の吸収エネルギーを示している。脆性破面率は吸収エネルギーの変化と対応した変化を示し 52 K で 30%、4.2 K で 38% と増加する。1.0% Cr 鋼では、0.5% Cr 鋼と同様、吸収エネルギーは 77 K~52 K で低下する。52 K~20 K で吸収エネルギーはほぼ一定で 4.2 K で若干増加する傾向を示す。脆性破面率は 77 K では 0 であるが、52 K で 23% に増加する。52 K~4.2 K で 20%~30% とほぼ一定である。この両鋼種に比較して 9% Ni 鋼板は 77 K で 240 J の極めて高い吸収エネルギーを示し、また脆性破面は認められない。77 K~62 K で吸収エネルギーの低下が認められるが、62 K~4.2 K ではほぼ一定となる。脆性破面は認められない。

3.3 弾塑性破壊靱性試験 (J 積分試験)

Fig. 4~6 に各試料の J 積分対クラック長さの関係 (R 曲線) を示す。

Fig. 4 に 9Ni-0.5%Cr 鋼の結果を示す。77 K では R 曲線は高く、 J_{IC} も高い値を示すが、クラックは進展が始まると大きく進展する。温度の低下とともに J_{IC} は低下し、26 K で極めて低い J_{IC} となる。4.2 K の R 曲線は 26 K とほとんど変わらない。クラックはいずれの温度も断続的に進展し、温度の高いほど (応力の高いほど) 一回の進展量は大きい。ASTM 規格 E388 では $0.15\text{ mm} \leq \Delta a \leq 1.5\text{ mm}$ 間の 4 個以上のデータ点より直線を決め J_{IC} を求めるが、この規準で J_{IC} が求めたのは 26 K、4.2 K のデータのみで、他の温度では一回のクラックの進展量が大きく、図中のデータ点 ($0 < \Delta a < 5.0\text{ mm}$) すべてを使って J_{IC} を求めた。

Fig. 5 に 9Ni-1.0%Cr 鋼の結果を示す。77 K で高い R 曲線を示しているが、52 K で急激に低下し、22 K~4.2 K 間ではほぼ一定となる。4.2 K での J_{IC} は、0.5% Cr 鋼より高い。クラック進展の様子は 0.5% Cr 鋼と同じで断続的に進展し、温度の高いほど (応力の高い

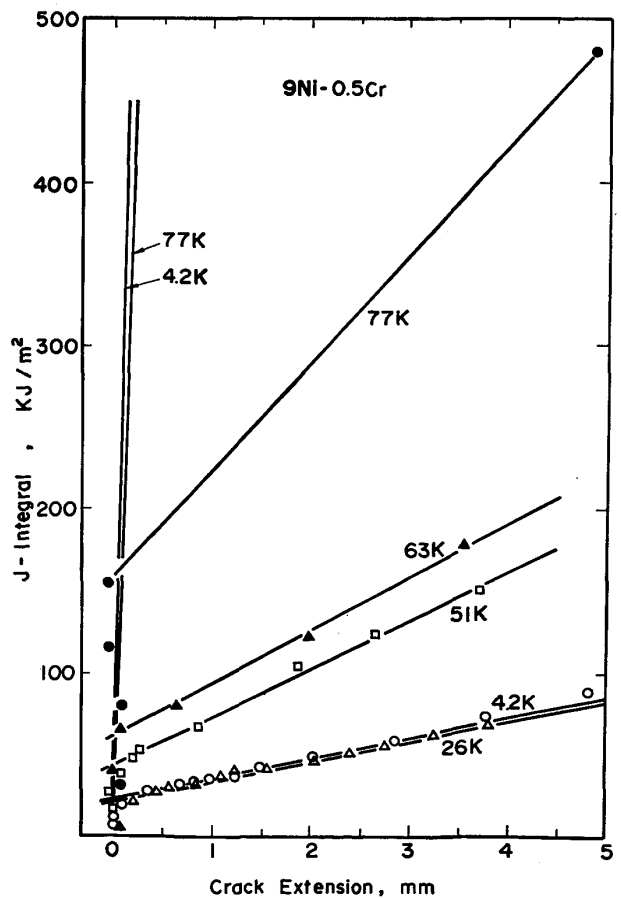


Fig. 4. $J-\Delta a$ curves of 9Ni-0.5Cr steel at the various temperatures.

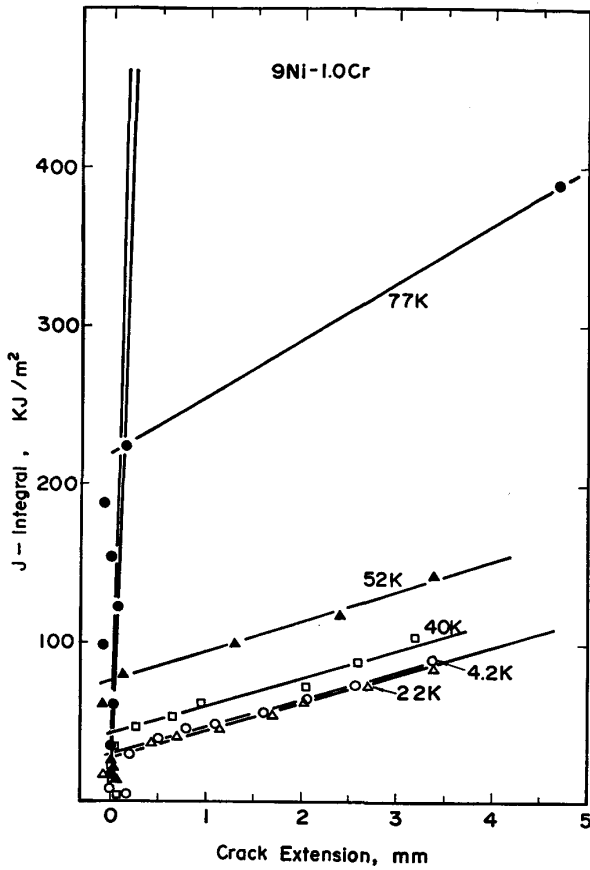


Fig. 5. $J-\Delta a$ curves of 9Ni-1.0Cr steel at the various temperatures.

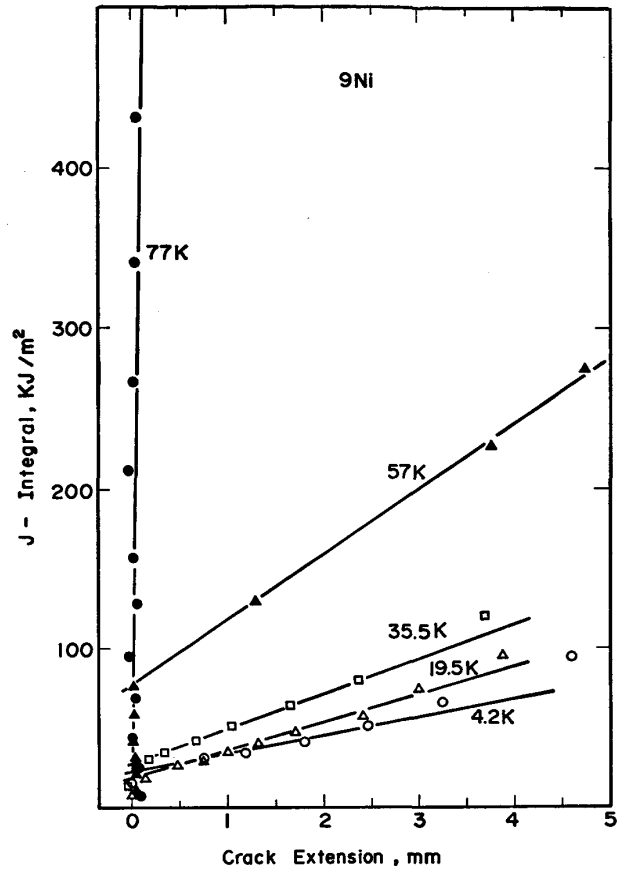


Fig. 6. $J-\Delta a$ curves of 9Ni steel at the various temperatures.

ほど) 一回の進展量は大きい。

Fig. 6 に 9% Ni 鋼の結果を示す。77 K ではデータ点は鈍化直線上の点のみ示しているが、明瞭なクラック進展が検出できなかったことによる。 J_{IC} は鈍化直線上のデータ点から 430 kJ/m^2 以上と推定された。 J_{IC} は温度の低下とともに急激に低下し、4.2 K では 9Ni-1.0%Cr 鋼より低くなる。

各試料の $K_{IC}(J)$ と温度の関係を Fig. 7 に示す。いずれの鋼種も 77 K~30 K の間で K_{IC} は低下し、ほぼ同じ温度で延性、脆性遷移を示す。30 K 以下で K_{IC} は一定になるが、 K_{IC} は鋼種により異なり 9Ni-1.0%Cr 鋼が最も高い。9Ni-1.0%Cr 鋼は 77 K からの K_{IC} の低下量も小さく、4.2 K で $87 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の K_{IC} を示している。この値は降伏強さを考慮すると構造材として十分高い K_{IC} 値であり、Cr 添加の効果は遷移温度に対しては認められず、脆性域での K_{IC} の上昇に効果があることがわかった。

4. 考 察

4.1 強度の温度依存性

降伏強さは 77 K では、9Ni, 9Ni-0.5Cr, 9Ni-1.0Cr

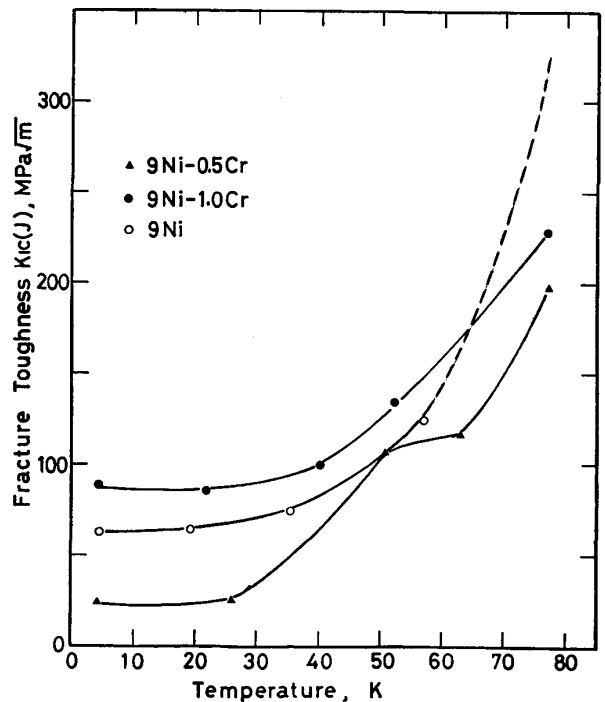


Fig. 7. Temperature dependence of the fracture toughness $K_{IC}(J)$ of 9Ni-0.5Cr, 9Ni-1.0Cr and 9Ni steels.

鋼の順に低く、9Ni と 9Ni-1.0Cr 鋼で約 100 MPa の差がある。温度の低下に伴う強度上昇は逆に 9Ni-1.0Cr, 9Ni-0.5Cr, 9Ni 鋼の順に大きく、20 K までほぼ単調に増加し、20 K で降伏強さは一致する。4.2 K でいずれの鋼種も強度の増加は鈍り、単調な増加からのずれが起る。fcc 金属では降伏強さは極低温において、温度に対して明瞭なピークを示すことが、Cu-Ni, Cu-Al, Al-Mg, Ag-In, Ag-Sn 等で報告されている¹²⁾¹³⁾。bcc 金属では fcc 金属におけるような明瞭なピークは報告されておらず、単一の熱活性過程から予想される単調増加からのずれが、Fe, Ta, Nb などで報告されている¹⁴⁾¹⁵⁾。このようなずれの原因について、fcc 金属については、運動する転位が、障害となる不純物原子または合金原子の作る応力場を動的効果により乗り越える機構が議論されている。bcc 金属では低温変形はパイエルスメカニズムによることがほぼ確立している。ストリングモデルを基礎とする転位運動の議論は bcc 金属には適用できず障害ポテンシャルをトンネル効果により越える機構や振動する転位の振動モードの量子効果などの機構が議論されている¹⁶⁾。また、bcc 金属ではセレーションの発生が降伏と同時に起こるところからセレーションの影響を指摘する意見もある¹⁷⁾。4.2 K で降伏強さの増加の鈍る原因は明らかではないが、77~20 K の単調増加域ではパイエルスメカニズムにより変形が支配されているものと思われる。パイエルスメカニズムによると臨界せん断応力 (τ) は次の関係に従うことが報告されている¹⁸⁾。

$$\tau_p - \tau = AT^{4/5} \dots\dots\dots ②$$

ここで τ_p はパイエルス応力、 T は試験温度、 A は材料定数である。
多結晶の降伏応力 (σ_y) についても同様の関係が期待できるので σ_y を $T^{4/5}$ に対してプロットした。結果を Fig. 8 に示す。77 K~20 K 間で σ_y は $T^{4/5}$ に対して直線でプロットでき上式と同様の関係が成立しているのがわかる。

$$\sigma_p - \sigma_y = BT^{4/5} \dots\dots\dots ③$$

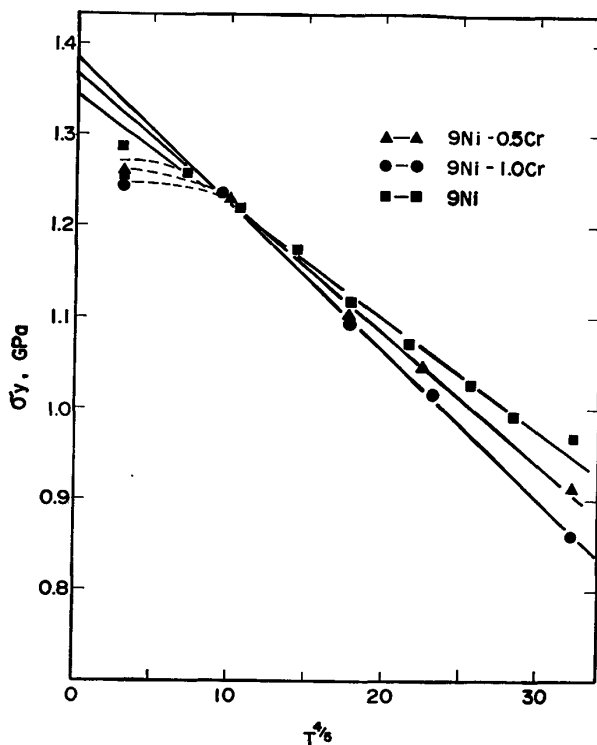
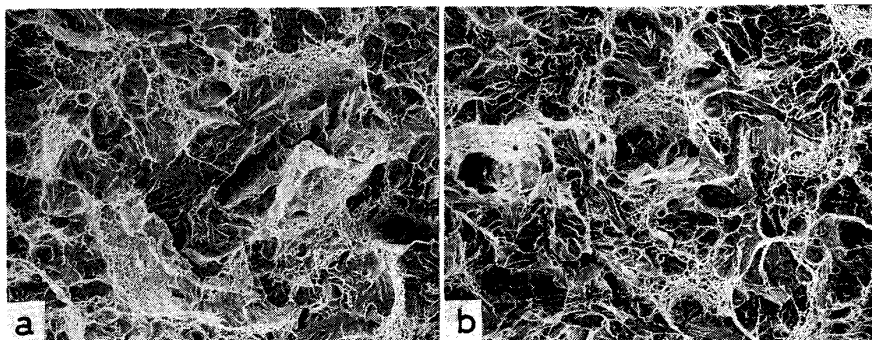


Fig. 8. Plotting of the yield strength of 9Ni-0.5Cr, 9Ni-1.0Cr and 9Ni steels as a function of $T^{4/5}$.

σ_p は 9Ni-0.5Cr 鋼で 1366 MPa, 9Ni-1.0Cr 鋼で 1398 MPa, 9Ni 鋼で 1341 MPa, B はそれぞれ 14.1, 16.6, 12.3, 直線との相関係数は 0.9972, 0.9996, 0.9930 であつた。

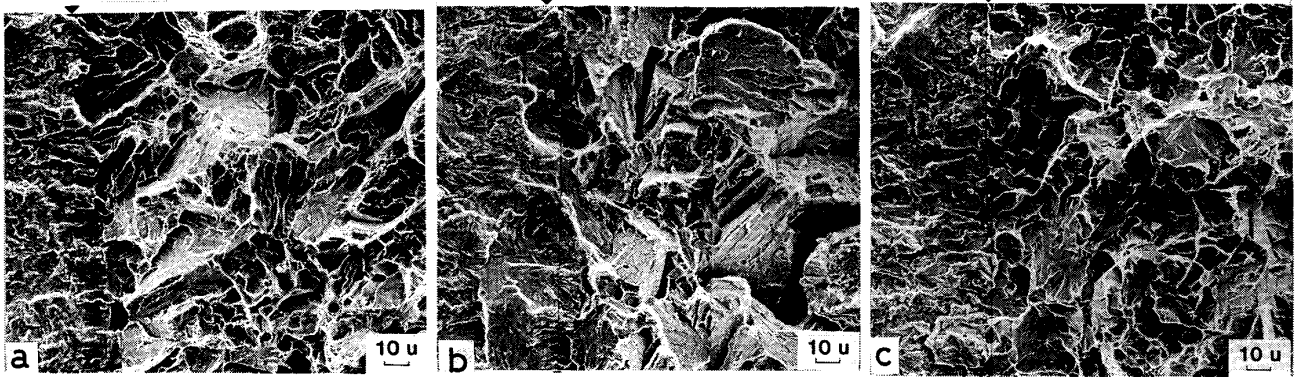
4.2 延性、脆性遷移挙動

Photo. 1 に 9Ni-1.0Cr 鋼の目視検査で脆性破面と判定された部分の SEM 写真を示す。いわゆる擬へき開破面にかなりの延性破面が混在している。52 K と 4.2 K で脆性破面内部の様子はほとんど変わらず、また擬へき開破面の大きさは、約 50 μm で 100 μm に近い大きなものもある。シャルピー試験では明瞭な延性、脆性遷移は観察されなかつた。シャルピー衝撃試験の吸収エネルギーはハンマーが試験片をへこませる塑性仕事に加えて



a : 9Ni-1.0Cr at 52K
b : 9Ni-1.0Cr at 4.2K

Photo. 1. Fractographs obtained on the brittle fracture parts of the fractured Charpy impact test specimens.



a : 9Ni-0.5Cr b : 9Ni-1.0Cr c : 9Ni steels

Photo. 2. Fractographs obtained near the crack tip of the fracture toughness test specimens at 4.2K.

クラック発生と伝播に要する仕事を含んでいる。77 K 以下の極低温では比熱、熱伝導度が低下することからこれらの塑性仕事に費やされたエネルギーは容易に試料温度を上昇させる。DOBSON ら¹⁹⁾は、4 K でのシャルピー試験における試料温度の上昇を測定しているが、破断時 50 K 近くの温度上昇を測定している。本鋼種のようにクラックの発生までに高いエネルギーが必要と思われる鋼種では温度上昇のため、その温度での正確な衝撃エネルギーは求められなかつたものと考えられる。

シャルピー衝撃試験に比較して、J積分試験ではいずれの鋼種も 77 K~4.2 K 間で $K_{IC}(J)$ の大きな低下があり、明瞭な延性、脆性遷移を示した。Photo. 2 に J 積分試験片の 4.2 K での破面を示す。いずれの試料もストレッチゾーンに相当する部分はほとんどみられず、疲労クラックの先端から脆性破面がみられる。9Ni-0.5 Cr 鋼では擬へき開破面に若干の延性破面、また粒界破面が含まれている。9Ni-1.0Cr 鋼では多くの微小クラックがみられ、擬へき開破面がみられるものの、粒界破壊に近い破面を示している。Photo. 3 に 9Ni-1.0Cr 鋼でのクラック進展の様子を示す。Photo. 3 a) ではパケット境界にそつてクラックは進んでおり、b) では写真の両端の少し開いたクラックを結ぶようにクラックが進んでおり粒内を横切つて進んでいるクラックが観察される。9Ni 鋼では全面 100% に近い擬へき開破面となっている。クラックの進展開始に対する抵抗値である $K_{IC}(J)$ は、4.2 K で 9Ni-0.5 Cr 鋼は $23 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、9Ni-1.0Cr 鋼は $87 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、9Ni 鋼は $63 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ と鋼種間で差があるが、9Ni-1.0Cr 鋼で疲労クラックの先端に、粒界破壊状の破面との間に異なつた様子の破面がみられ、クラックの進展に抵抗があつたことが示唆されるが、他の鋼種では破面上の差は明瞭ではない。

$K_{IC}(J)$ が増加し始める温度 (Nil Ductility Tem-

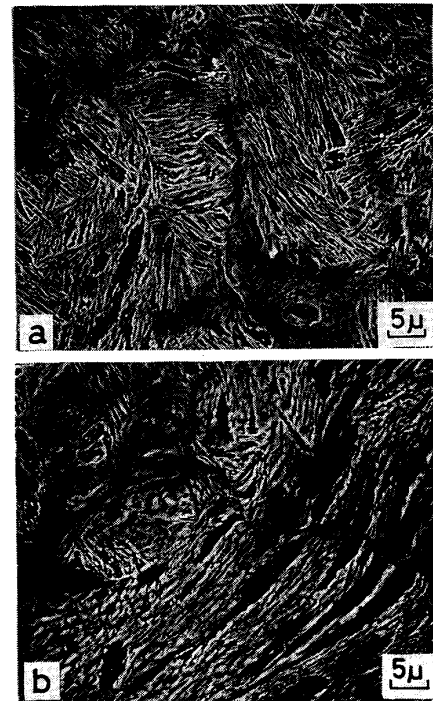
a : Crack propagates along the packet boundary
b : Crack propagates across the grain

Photo. 3. Crack path of the fracture toughness test specimen of 9Ni-1.0Cr steel tested at 4.2K.

perature : NDT) は 3 鋼種ともに約 30 K で、NDT はほぼ同じ温度である。延性、脆性遷移は 77 K~30 K の間で起こるが、77 K での K_{IC} と 4.2 K での K_{IC} の和の半分の K_{IC} を与える温度 (9Ni 鋼の 77 K での K_{IC} は $300 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以上であるが $300 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ とした) を求めると 9Ni-0.5Cr 鋼で 55 K、9Ni-1.0Cr 鋼で 60 K、9Ni 鋼で 64 K であつた。 K_{IC} の値は各鋼種で大きく異なるが、NDT、延性、脆性遷移温度はほとんど変わらない。また、NDT (30 K) における 3 鋼種の降伏応力はほとんど変わらず、これらの事実は 3 鋼種の

脆性破壊応力 (σ_f^*) の差が小さいことを示唆している. RITCHIE ら²⁰⁾²¹⁾は, クラック先端の変形域部分で, クラックを開く方向の応力成分が σ_f^* を越える時微小クラックが生じ, 主クラックとの間にクラックが伝播して脆性破壊が進行する脆性破壊のモデルを提案している. 最初に微小クラックの発生する位置は粒界炭化物を考慮しており主クラック先端から炭化物への平均距離を l_0^* とし, K_{IC} は次式に比例することを報告している.

$$K_{IC} \propto [(\sigma_f^*)^{(1+n)/2} / (\sigma_y)^{(1-n)/2}] \times l_0^{*1/2} \dots \dots \textcircled{4}$$

ここで n は加工硬化係数で上式の比例定数にも含まれている.

RITCHIE らは軟鋼の脆性域の K_{IC} が上式でよく表せることを報告している. 上式では K_{IC} は試料の加工硬化係数と粒界炭化物に強く依存する. 20 K での荷重-変位曲線より求めた加工硬化係数 n の値は 9Ni-0.5Cr 鋼で 0.14, 9Ni-1.0Cr 鋼で 0.18, 9Ni 鋼で 0.03 であつた. 9Ni-0.5Cr 鋼と 9Ni-1.0Cr 鋼では加工硬化係数の差は小さい. σ_y , σ_f^* も両鋼種について差がないと考えられるので, 両鋼種の K_{IC} の差は, l_0^* の差によるものと考えられる. Cr 量の違いが炭化物の分布に影響を与えているものと考えられる. 9Ni 鋼では C 量は少なく, Cr も含まれていないため, 9Ni-Cr 鋼に比較し, l_0^* は大きくなると思われるが, n が極めて小さく, そのために高い K_{IC} にはならなかつたものと思われる.

5. 結 言

極厚材を想定した熱処理を加えた Cr 入りの 9% Ni 鋼および市販の 9% Ni 鋼板の 77 K~4.2 K 間での強度と靱性を調べ以下の結果を得た.

1) 降伏強さは, 3 鋼種ともに, 77 K から 20 K まで単調に増加し, 20 K 付近で一致する. 20 K~4.2 K で増加は鈍り, 単調増加からのずれが観察された. 20 K までの単調増加はパイエルスメカニズムより予想される $T^{4/5}$ 則で整理できる.

2) シャルピー衝撃試験では, 明瞭な延性, 脆性遷移温度は測定されなかつた. 9Ni-0.5Cr, 9Ni-1.0Cr 鋼ともに 77 K~40 K の間に 70~80 J の吸収エネルギーの低下とおのおの 30%, 25% の脆性破面の発生があつたが, 40 K~4.2 K 間ではほぼ一定となつている. 9Ni 鋼では 77 K と 62 K 間で 30 J の吸収エネルギーの低下があるが, 62 K~4.2 K ではほぼ一定となり, 脆性破面の発生はない.

3) J 積分試験では 3 鋼種ともに明瞭な延性, 脆性遷移が観察された. NDT, 遷移温度ともにおのおの 30 K, 60 K ではほぼ一致した値が得られ, 脆性域で 3 鋼種ともにほぼ完全な脆性破面を示している. 脆性域での K_{IC} (J) は, 9Ni-0.5Cr 鋼で $24 \text{ MPa}\sqrt{m}$, 9Ni-1.0Cr 鋼で $87 \text{ MPa}\sqrt{m}$, 9Ni 鋼では $63 \text{ MPa}\sqrt{m}$ で, 1%Cr の添加で延性域も含めて比較的高い K_{IC} が得られた.

終わりにあたり, 本研究遂行に御協力下さいました, (株)神戸製鋼所鍛鋼事業部高砂開発室高野正義氏に謝意を表します.

文 献

- 1) C. W. MARSHALL, R. H. HEHEMAN and A. R. TROIANO: Trans. ASM, 55 (1962), p. 135
- 2) H. SAKURAI, S. YANO, T. INOUE, H. MIMURA and K. AOKI: J. Japan Inst. Met., 33 (1969), p. 856
- 3) 小林清二, 福原幸雄, 石岡千里, 早川初男, 矢野和彦, 細谷隆司: 鉄と鋼, 69 (1983), S526
- 4) S. NAGASHIMA, T. OOKA, S. SEKINO, H. MIMURA, T. FUJISHIMA, S. YANO and H. SAKURAI: Trans. ISIJ, 31 (1971), p. 402
- 5) S. JIN, J. W. MORRIS, Jr. and V. F. ZACKAY: Metall. Trans., 6A (1975), p. 141
- 6) 石川圭介, 津谷和男, 丸山典夫: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 1038
- 7) 渡辺十郎, 島崎正英, 徳重裕之, 宮沢 護: 鉄と鋼, 63 (1977), S769
- 8) 善永 悠, 岸田 達, 丸山嘉一郎, 酒井一夫, 山本誠志, 大谷泰夫: 住友金属, 29 (1977), p. 109
- 9) 堀内健文, 小川陸郎, 嶋田雅生, 登根正二: 神戸製鋼技報, 34 (1985), p. 47
- 10) A. SAXENA and S. J. HUDAK: Int. J. of Fracture, 14 (1978), p. 453
- 11) 緒形俊夫, 平賀啓二郎, 長井 寿, 石川圭介: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 641
- 12) T. A. PARKOMENKO and V. V. PUSTOVALOV: phys. stat. sol. (a), 74 (1982), p. 12
- 13) T. SUZUKI: Jap. J. Appl. Phys., 20 (1981), p. 449
- 14) S. TAKEUCHI and K. MAEDA: Acta Metall., 25 (1977), p. 1485
- 15) E. KURAMOTO, Y. AONO, K. KITAJIMA, K. MAEDA and S. TAKEUCHI: Phil. Mag. 39 A, (1979), p. 717
- 16) S. TAKEUCHI, T. HASHIMOTO and K. MAEDA: Trans. JIM, 23 (1982), p. 60
- 17) V. D. NATSIK and H. J. KAUFMAN: phys. stat. sol. (a), 65 (1981), p. 571
- 18) S. TAKEUCHI and T. HASHIMOTO: Dislocation in Solid, University of Tokyo Press (1985), p. 177
- 19) W. G. DOBSON and D. L. JOHNSON: Advances in Cryogenic Eng., 30 (1984), p. 185
- 20) R. O. RITCHIE, W. L. SERVER and R. A. WULLAERT: Metall. Trans., 10A (1979), p. 1557
- 21) R. O. RITCHIE and A. W. THOMPSON: Metall. Trans., 16A (1985), p. 233