

Fig. 5. Results of JIS max hardness test.

ことはなく基本成分と同等であった。

4. 考 察

以上の結果より Mo 単独添加および Cr との複合添加により 9% Ni 鋼の低温靱性が良好になること、特に質量が大なる程効果が著しいことが判明した。Mo 添加により質量の大なるものが低温靱性の良好になることは前述したように焼戻し脆化の防止という観点から十分に推定されることであるが、Cr との複合添加によりさらに良好になる原因についてはよくわからない。従来の研究者より指摘されている⁹⁾⁵⁾¹⁰⁾¹¹⁾ ように低温靱性に重要な影響をおよぼすと考えられている安定な残留オーステナイトに Mo や Cr が何らかの影響を与えるためかも知れない。この Mo, Cr の複合添加による改善機構については今後十分に検討の必要があるものと考えられる。

5. 結 言

9% Ni 鋼におよぼす Ti, Cr, Mo の影響について調査し次のことが明らかとなった。

- (1) Mo および Mo+Cr の添加は強度を高めるとともに低温靱性を良好にする。特に質量が大なる時効果が著しい。
- (2) Cr の添加は低温靱性を悪化する。Cr 単独の混入は絶対にさけるべきである。
- (3) Al の代わりに Ti を用いるのは望ましくない。
- (4) 最高カタサはこれら合金元素の若干の添加によつてはほとんど変化しない。

なお、Mo, Mo+Cr の適正添加量および添加による改善の機構についてはさらに検討の必要がある。

文 献

- 1) G. R. BROPHY and A. J. MILLER: Trans. Amer. Soc. Metals, 41 (1949), p. 1185
- 2) 木月, 小早川, 白石: 鉄と鋼, 46 (1960), p. 1329, 鉄と鋼, 47 (1961), p. 1462

- 3) D. HARDWICK: Iron and Steel, 34 (1961), p. 414
- 4) M. KRON et al.: Mém. Scient., Rev. Met., L VIII N°12 (1961), p. 901
- 5) C. W. MARSCHALL et al.: Trans. Amer. Soc. Metals, 55 (1962), p. 131
- 6) C. ROGUES and J. DOLLET: Rev. Met., (1963), p. 60
- 7) 瀬川, 長崎, 他: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 914
- 8) 宮野, 進藤: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1585
- 9) 鈴木, 藤田: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 1957
- 10) 美馬, 高橋, 山根: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 2133
- 11) 大岡, 杉野: 日本金属学会誌, 30 (1966), p. 434
- 12) 大岡, 三村, 他: 日本金属学会誌, 30 (1966), p. 442
- 13) 堀田, 池田, 他: 高圧力, 4 (1966), p. 1
- 14) 門間: 鋼の焼戻脆性, 日本金属学会, (1954)

窒化ノッチ静的曲げ試験より求めた Ni-Mo-V 鋼の破壊靱性の温度による影響および標準 V シャルピー衝撃遷移温度との関係*

(鋼材の脆性破壊発生に関する研究—II)

日立日立研究所

佐々木良一・正岡 功

日立勝田

工博 島田 隆介

Effect of Temperature on Fracture Toughness determined by Statical Bending Tests of Nitrided Notch Specimens and Relation with Standard V Charpy Impact Transition Temperature of Ni-Mo-V Steel

(Studies on brittle fracture initiation of steels—II)

Ryōichi SASAKI, Isao MASAOKA and Dr. Takasuke SHIMADA

1. 緒 言

鋼の脆性破壊発生 (伝播開始) に関する研究として、前報¹⁾で窒化ノッチをつけた 20 mm 角以上の静的切欠曲げ試験を実施することにより、Griffith-Irwin 理論を満足する破壊靱性が求められることを示した。本報告は求めた破壊靱性の温度による影響および V ノッチシャルピー衝撃遷移曲線との関連について検討した。

2. 試料および実験方法

実験に用いた試料は前報¹⁾と同一のもので、その化学成分は Table 1 に示す。また実験方法も前報¹⁾と同様な方法で行なった。

破壊靱性の計算は前報と同じく WUNDT²⁾³⁾らの方法によつて曲げ試験時の脆性破断における公称応力 σ_n と試験片寸法 c, d から求めた。すなわち破壊靱性を示すパラメータである critical stress intensity factor K_{IC} お

* 第73回講演大会にて発表 講演番号 248 昭和42年5月26日受付

Table 1. Chemical composition of test specimen (%).

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V
0.26	0.27	0.49	0.011	0.007	0.06	3.14	0.07	0.42	0.10

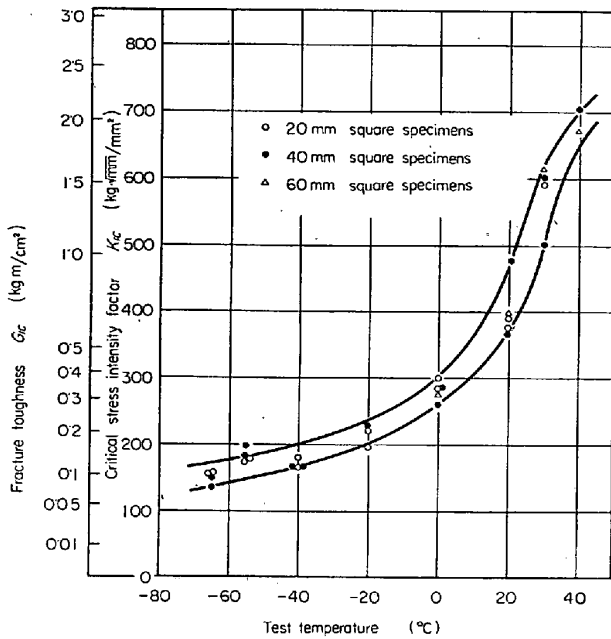


Fig. 1. Effect of temperature on K_{IC} and G_{IC} of the nitrated notch specimens.

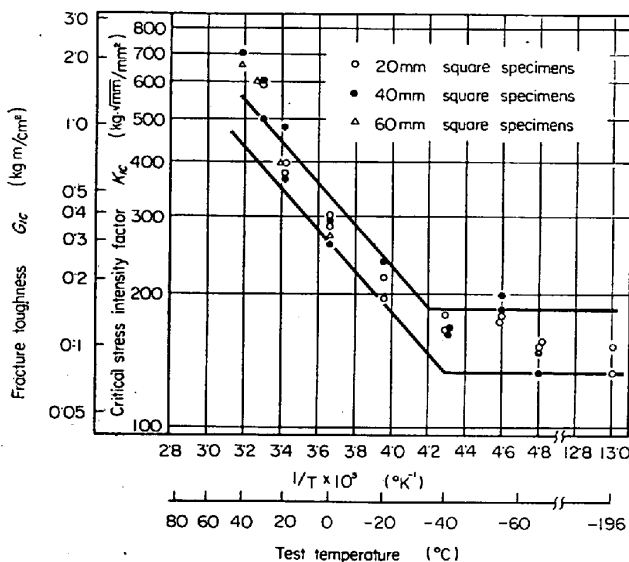


Fig. 2. $\log K_{IC}$ (and $\log G_{IC}$) - $1/T$ relations of the nitrated notch specimens.

よび fracture toughness G_{IC} は(1)および(2)式によつた。

$$K_{IC} = \sigma_n \cdot \sqrt{(1-c/d) \cdot f(c/d) \cdot d} \dots\dots\dots (1)$$

$$G_{IC} = ((1-\nu^2)/E) K_{IC}^2 \dots\dots\dots (2)$$

ここでCは試験片のノッチの深さ、dは試験片の大きさを示す。またνは Poisson 比、Eはヤング率を示す。f(c/d)は前報¹⁾を参照されたい。

3. 実験結果およびその考察

3.1 破壊靱性の温度依存性

破壊靱性パラメータである K_{IC} および G_{IC} は温度の影響を著しくうける。各試験温度で求めた K_{IC} および G_{IC} からその温度依存性について検討した。Fig. 1 は K_{IC} および G_{IC} におよぼす温度の影響を示す。前報¹⁾で示した Griffith-Irwin 理論の適用される試験片寸法(この場合 20 mm 角以上) および温度範囲のものについてのみプロットした。その結果多少ばらつきはさけられないが、 K_{IC} および G_{IC} は温度の低い範囲で小さく、温度の上昇とともに漸次高くなる。

Fig. 2 はこの関係を $\log K_{IC} - 1/T$ および $\log G_{IC} - 1/T$ の関係で図示したものであるこの結果ほぼ実験的に2つの領域に分類でき、比較的溫度の高い範囲では(3)および(4)式に示すごとく K_{IC} および G_{IC} の対数と絶対温度の逆数との間に直線関係が成立するが、さらに低温度になると K_{IC} および G_{IC} は温度依存性が少なくほぼ一定値になることがわかる。

$$K_{IC} = K_{I0} \cdot \exp(-k/T) \dots\dots\dots (3)$$

$$G_{IC} = G_{I0} \cdot \exp(-2k/T) \dots\dots\dots (4)$$

K_{I0} , G_{I0} , k : 常数, ここで $G_{I0} = ((1-\nu^2)/E) K_{I0}^2$

このような K_{IC} および G_{IC} の温度依存性は伝播停止の問題を扱った二重引張試験においても越賀ら²⁾ および山本ら³⁾により本実験と同様 $\log K_{IC} - 1/T$ が直線関係で示される温度範囲とさらに低温度で $\log K_{IC} = \text{一定}$ となる温度範囲が存在することが示されているが、本実験結果より伝播開始においても成り立つといえよう。

このような2つの領域に分けられる理由については今後検討せねばならないが、脆性破壊の発生伝播の際のエネルギーの吸収消費の機構から定性的には説明しうる。すなわち脆性破壊の発生伝播に際し、破面に塑性変形を伴うことは OROWAN⁴⁾により明らかにされているが、比較的高い温度では結晶粒の塑性変形あるいは脆性き裂と脆性き裂の間の塑性変形などに消費され、これは温度の低下にしたがい減少しかつ局部的になつて全体の有効表面エネルギーが低下するのであろう。

Photo. 1 は本実験における破断後の破面様相を示すが高温で破断した破面は凹凸が著しいが低温では非常に平坦な破面を示すことから明らかである。このような破面凹凸の大小は脆性クラック相互の間の塑性変形の大小を示すと考えられ、一般に塑性変形が熱活性化の過程と考えられているので、塑性変形がかなり寄与している温度範囲においては(3)および(4)式に示すような Arrhenius の式が成り立つのであろうと推論される。

さらに温度が低下すると塑性変形過程によるエネルギーの吸収は少なくなり、cleavage step の形成あるいは双晶発生に関する過程など温度依存性のあまり大きくないものによる寄与のみとなるため、一定の K_{IC} におちつくのであろう。

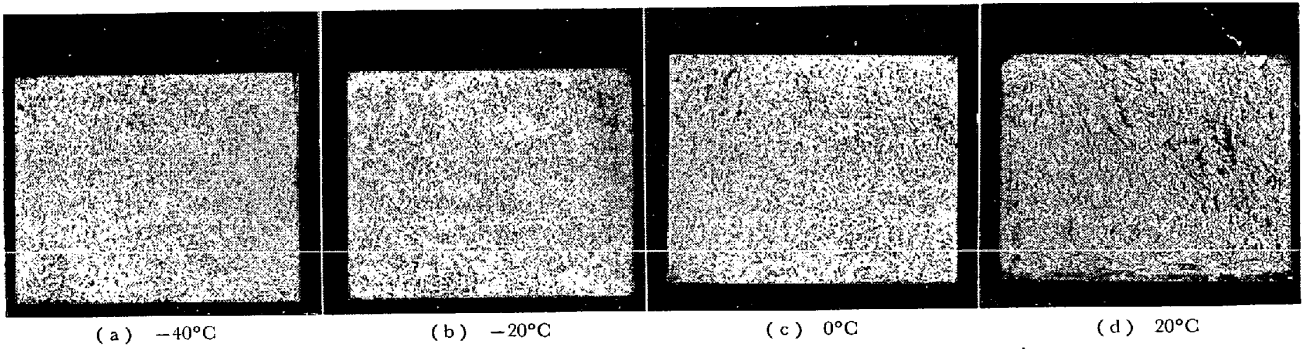


Photo. 1. Fracture appearance of specimens after static bending test at various temperatures (40 mm square nitrided notch specimens). (×4/5)

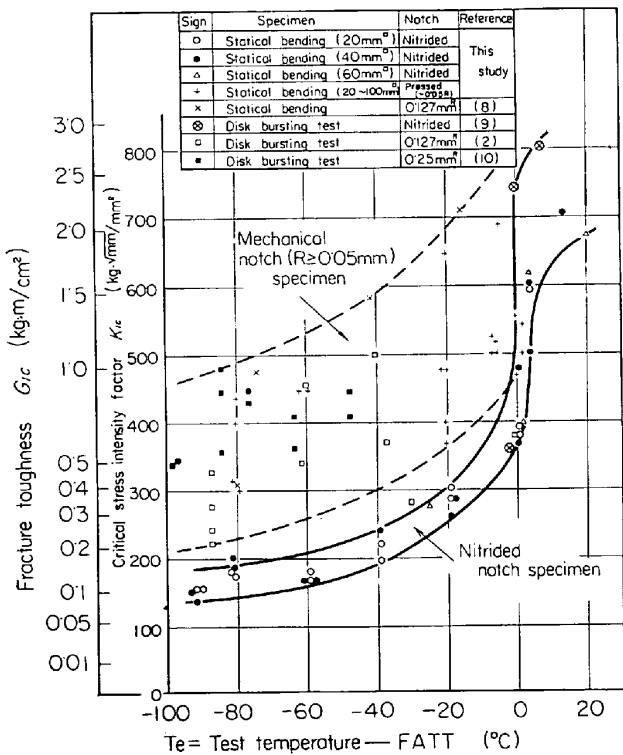


Fig. 3. K_{IC} and G_{IC} as a function of T_e for nitrided notch specimens and mechanical notch specimens.

3.2 破壊靱性とVノッチシャルピー衝撃遷移温度との関係

Fig. 3は遷移温度として2mm Vノッチシャルピー50%破面遷移温度(以下FATTと呼ぶ)を選び破壊靱性と T_e (試験温度-FATT)との関係を示す。図中には本実験で行なった窒化ノッチおよびプレスノッチ静的曲げ試験の結果のほか、供試材と同鋼種のNi-Mo-V鋼について今まで文献で報告されている破壊靱性の結果^{2)8)~10)}を引用し図示した。

その結果、窒化ノッチ静的曲げ試験結果より求めた K_{IC} および G_{IC} は温度の上昇とともに増すが、 $T_e < 0$ すなわちFATT以下の温度では著しく小さく、 $T_e = 0$ を境界として著しく大きくなるのがわかった。また文献でみられる窒化ノッチ付回転円板破壊試験から求められた結果⁹⁾はデータが少ないが、本実験から求めた範囲内で同一の値を示した。

しかしながら機械ノッチ試験片による結果から求めた K_{IC} および G_{IC} は $T_e < 0$ で窒化ノッチ試験片による値よりかなり大きくかつ相当のばらつきを持つ。この相異は明らかに切欠先端半径によると考えられ、機械ノッチ試験片ではいずれも0.05mm Rより大きいのでGriffith-Irwin理論の仮定を満足しないのであろう。本実験でプレスノッチ(約0.05mm R)静的曲げ試験結果がGriffith-Irwin理論を満足しないことを確認し前報¹⁾で詳述したが、あえて求めた K_{IC} および G_{IC} は文献で見られる機械ノッチ試験片の結果と同一のバンド内にあり、この事実を裏がきしているものと思われる。

3.3 脆性破壊発生領域に関する考察

Fig. 4は脆性破壊発生領域を図示したものである。本実験で示した曲げ試験結果から検討すると、stress intensity factor K は(5)式で示され、 c/d および $d(c)$ が一定であれば公称応力 σ の増加につれて K は増す。

$$K = \sigma \cdot \sqrt{(1-c/d) \cdot f(c/d) \cdot d} \dots\dots\dots (5)$$

ここでGriffith-Irwin理論を満足する鋭いクラックがある場合には K が K_{IC} に達すると脆性破壊を発生する。すなわち、 $K \geq K_{IC} \dots\dots\dots (6)$

一方、曲げ試験においてGeneral yieldingをおこす応力を σ_Y とすると $\sigma_Y = n \cdot \sigma_y$ (σ_y :耐力)で表わされ

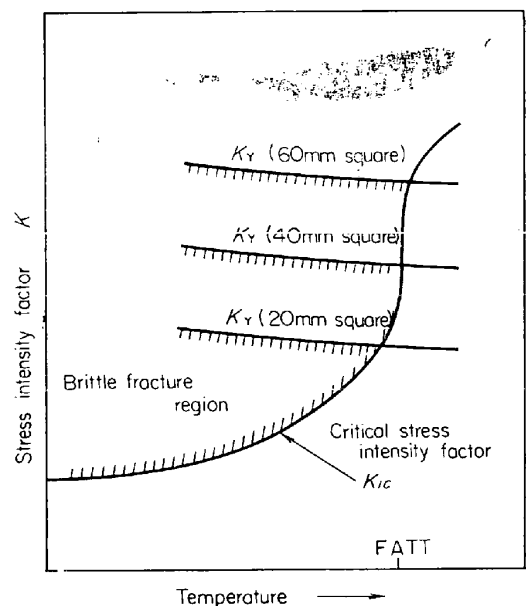


Fig. 4. Schematic diagram of the brittle fracture region.

(5)式に σ_Y を代入した値を K_Y とすればこの値は c/d =一定でも d が大きくなるにつれ増加し, Fig. 4 に示す関係となる. いずれも K が K_Y に達すると general yielding をおこす.

$$K \geq K_Y \dots\dots\dots (7)$$

(6)および(7)の関係から Fig. 4 に示すように $K_Y > K_{IC}$ の温度範囲で脆性破壊をおこすが, これは FATT 以下でおこりやすい. また試験片寸法の大きいものほど K_Y が上昇するので脆性破壊の発生領域は広がるが, 鋭いクラックの場合には $K=K_{IC}$ で破壊がおこり, 機械ノッチ試験片のようにノッチ先端が鈍くなると $K=K_Y$ に近づいていくものと考えられよう. 曲げ試験片で破壊靱性を求めるにあたってはこのようにノッチの鋭さとともに $K_{IC} < K_Y$ で脆性破壊を発生させるような試験片寸法を選ぶことが必要である.

4. 結 言

Ni-Mo-V 鋼について静的切欠曲げ試験より求めた破壊靱性の温度依存性およびVシャルピー衝撃遷移温度との関連について検討した. 要約すると次のとおりである.

(1) 破壊靱性は高温で大きく温度の低下とともに小さくなり, ある温度範囲までは破壊靱性 (K_{IC}, G_{IC}) の対数と絶対温度の逆数とはほぼ直線関係を示す. しかしさらに低温になると温度の影響をうけずほぼ一定の値になる.

(2) 破壊靱性 (K_{IC}, G_{IC}) と 2 mm V シャルピー遷移温度 FATT とはある程度相関関係を持ち, 破壊靱性は試験温度が FATT と一致する温度以下では低くそれ以上で急激に増加する.

(3) 本実験で求めた窒化ノッチ試験片による破壊靱性は文献でみられる窒化ノッチ付回転円板破壊試験から求められた結果と一致した. しかし他の機械ノッチ試験片による結果はばらつきも多くかつその値も高く, 本実験のプレスノッチの結果とほぼ同様なばらつきを示した.

(4) 脆性破壊発生領域に関しても検討を行なった.

最後に大型曲げ試験に際して種々御便宜を与えられた金属材料技術研究所岩元部長殿に厚く感謝申し上げる.

文 献

- 1) 佐々木, 正岡, 島田: 鉄と鋼, 53 (1967), p. 546
- 2) D. H. WINNE and B. M. WUNDT: Trans. ASME, 80 (1958), p. 1643
- 3) B. M. WUNDT: ASME Preprint 59-MET-9, (1959)
- 4) 越賀, 今沢, 竹花: 造船協会論文集, 第114号 (1963), p. 200
- 5) 山本, 高橋: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 1950
- 6) E. OROWAN: Fatigue and Fracture of Metals (1952), p. 139
- 7) E. OROWAN: Weld. J., 34 (1955), p. 157S
- 8) C. SCHABTACH, E. L. FOGLEMAN, A. W. RANKIN and D. H. WINNE: Trans. ASME, 78(1956) p. 1567
- 9) A. J. BROTHERS, D. L. NEWHOUSE and B. M. WUNDT: ASTM Paper (1965), GER-2218

- 10) 柱, 渡部, 勝田, 武井: 機械学会誌, 64(1961), p. 583

21-4N 鋼におよぼす B の影響*

特殊製鋼

工博 日下邦男・石川英次郎・秋田光政

Effect of Boron on the Properties of 21-4N Steel

Dr. Kunio KUSAKA, Eijiro ISHIKAWA and Mitumasa AKITA

1. 緒 言

最近の自動車エンジンは, 高い圧縮比と高オクタン価のガソリンを使用するため, 従来排気弁用鋼として用いられている SUH 31 は, 高 Si のために高温酸化鉛に対する耐食性がわるく, 高オクタン価のガソリンには不適當であることが明らかとなり, 最近では 21-4N 鋼が広く用いられている. 21-4N 鋼は 0.5C-0.3Si-9Mn-4Ni-21Cr-0.4N の成分を有し, とくに酸化鉛耐食性, 高温強度に優れた特性を有している¹⁾²⁾. 21-4N 鋼には通常 0.0005% 程度の B が不純物として含有されているが本系合金に 0.005%~0.03% 程度の B を添加し, 含有 B の影響について調査した結果を報告する.

2. 供 試 材

供試材は 125 kVA 高周波誘導炉にて溶製した 100 kg 鋼塊を $\phi 20$ mm に鍛伸したものをを用いた. B の添加は Ferro boron (20B-3Al-1.2Si) を Al 脱酸後添加した. Table 1 に供試材の化学成分を示す.

3. 実 験 結 果

3.1 溶体化硬度

1000~1200°C の各温度に小試片を 1hr 加熱後水冷して溶体化硬度を測定した. B を多く添加した C2~C4 が 1050~1150°C にわたって試料 C1 より HRC 2 程度低い. しかし 21-4N 鋼とほぼ同程度の硬度を保持している. 1150°C では HRC 30.5~32.0 である.

3.2 時効硬度

1150°C × 1hr 水冷後 700, 750 および 800°C で 1~100hr 時効処理をほどこしたものの硬度を Fig. 1 に示す. 析出硬化性はほぼ近似した値を示している. B を多く添加したものは短時間で幾分硬度が低く, 析出硬化を遅らせる傾向を示した. 800°C では各試料とも短時間で過時効の傾向を示した.

3.3 機械的性質

1100°C および 1150°C で溶体化後 750°C × 6hr AC の時効処理した試験片について, 常温および 600~800°C における短時間引張試験およびシャルピー衝撃試験をおこなった. Fig. 2 に結果を示す. B 添加量が多くなるにつれ抗張力, 耐力など幾分低下するが顕著なものでなく, 21-4N 鋼一般水準と同程度である. 常温の衝撃値は若干向上している. 抗張力は溶体化処理温度の高いものが若干優れている.

3.4 酸化鉛試験

* 第72回講演大会にて発表 講演番号 177 昭和41年11月10日受付