

# 低炭素鋼へのNi添加による高靱化機構

田川 哲哉\*・栗飯原 周二\*<sup>2</sup>・宮田 隆司\*

Application of Local Stress Criterion Approach to Toughening Behavior due to Nickel Addition in Low Carbon Steels

Tetsuya TAGAWA, Syuji AIHARA and Takashi MIYATA

**Synopsis** : It is well known that nickel is one of the most effective alloy elements to improve the fracture toughness of low carbon steels. Although several mechanisms of toughening due to nickel addition were proposed, influential and persuasive mechanisms have not been established yet. In the present work, the fracture toughness of steels with nickel addition from 0 to 4 mass % were investigated for two series of steels; one for the steels subjected to the same heat treatment and the other for the steels with the same bainitic microstructure. Improvement of the fracture toughness with nickel addition was observed for the steels subjected to the same heat treatment. For the steels with same bainitic microstructure, however, the fracture toughness did not improve with nickel addition.

The authors have previously formulated fracture toughness of low carbon steels in terms of tensile properties on the basis of the statistical local fracture criterion. They showed in the previous work that fracture toughness of the steels is expressed as a function of yield stress and cleavage fracture stress. The effect of nickel addition on fracture toughness was analyzed through the change of yield stress and cleavage fracture stress. Decrease of the temperature dependency on yield stress with nickel addition was observed for the both series of steels, indicating the tendency of toughening. Whether the fracture toughness was improved or not by nickel addition depends on the variation of the cleavage fracture stress with nickel addition.

**Key words** : fracture toughness; nickel addition; local criterion approach; cleavage fracture stress; yield stress.

## 1. 緒言

高張力鋼板の靱性改善合金元素としてNiはよく用いられる元素の1つである。特に低温での靱性が改善されることから、9%までのNi添加鋼は低温用鋼として規格化されている。Ni添加が靱性に及ぼす効果としては、 $A_1$ 変態点低下による細粒化効果<sup>1)</sup>、低温での降伏応力上昇の抑制<sup>1-9)</sup>など種々挙げられているものの、靱性が向上するという実験事実<sup>6-11)</sup>のみで、いまだ系統的に明らかにされていない。また、Ni添加鋼は焼きもどし後の冷却速度によっては、逆に脆化することも知られており、Ni添加が靱性に及ぼす影響の機構は充分把握する必要がある。

一方、著者らは局所破壊条件モデルを基に低炭素鋼のへき開破壊靱性の支配因子に関する研究を行ってきた<sup>12-14)</sup>。理論モデルによると破壊靱性はへき開破壊応力と降伏応力といった基本的な材料特性値で定式化できることが示唆され<sup>12,13)</sup>、その有効性について、強度、組織の異なる40種類を越える鋼について検証した<sup>14)</sup>。

本研究では4%までのNi添加を行った低炭素鋼の靱性変

化及び引張強度特性を調べ、破壊靱性に及ぼすNi添加の影響を局所破壊条件モデルに基づいて応力論的立場から検討した。

## 2. 供試材及び試験方法

供試材は引張強さが500から600MPa級の高張力鋼に相当する3種類の実験室溶解鋼で、その化学成分をTable 1に示す。3鋼材ともNi以外の成分は同一とし、Niのみ0~4 mass%に変化させた。鋼材は熱間圧延後、直接焼き入れ、焼き戻しを行った後、Fig. 1に示す熱処理を施し、5種類の供試材とした。Niが破壊靱性に及ぼす影響はNi添加による組織変化に伴う二次的な効果とも考えられるため、組織がほぼ同一でNi添加量が異なる場合と、熱処理は同一でNi添加量が異なる場合の2種類が比較できるように、Ni添加量と熱処理の組合せを選んだ。Ni添加量によらず、同一組織を狙った供試材に対しては、焼き入れ性の違いを考慮し、Ni添加量の増加に伴い800°C以下の冷却速度を小さくした(0%Ni-T1, 2%Ni-T2, 4%Ni-T3)。一方、同一熱処理

平成8年2月29日受付 平成8年7月15日受理 (Received on Feb. 29, 1996; Accepted on July 15, 1996)

\* 名古屋大学工学部 (Faculty of Engineering, Nagoya University, Furo-cho Chikusa-ku Nagoya 464-01)

\* 2 新日本製鐵(株)鉄鋼研究所(現:名古屋技術研究部) (Steel Research Laboratories, now Nagoya R&D Lab., Nippon Steel Corp.)

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

	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Ni
0%Ni	0.074	0.22	0.77	0.005	0.003	0.028	0.004	0.009	-
2%Ni	0.074	0.22	0.76	0.005	0.004	0.030	0.002	0.009	1.97
4%Ni	0.068	0.22	0.78	0.005	0.004	0.027	0.003	0.009	4.01

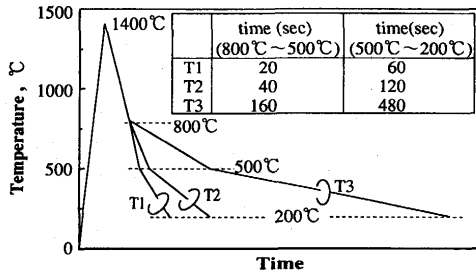


Fig. 1. Thermal cycles subjected to the steels tested.

Table 2. Materials code and mechanical properties.

Material code	$\sigma_{ys}$ (MPa)	$\sigma_{uts}$ (MPa)	R.A. (%)
0%Ni-T1	373	508	81
2%Ni-T2	444	574	78
4%Ni-T3	449	602	72
0%Ni-T3	330	457	74
2%Ni-T3	394	536	76

Note;  $\sigma_{uts}$ : ultimate tensile strength, R.A.: reduction of area

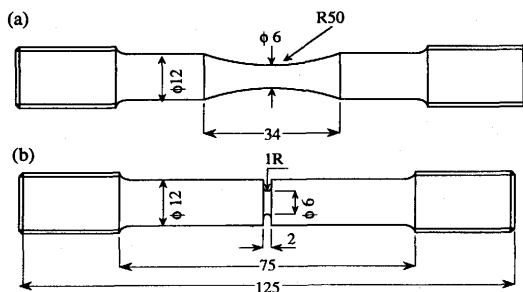


Fig. 2. Shapes of tensile specimens. (unit in mm)  
 (a) Smooth round bar tensile specimen.  
 (b) 1mmR notched round bar tensile specimen.

を施す供試材に対しては、Ni添加量によらずT3処理を施した(0%Ni-T3, 2%Ni-T3, 4%Ni-T3)。Table 2に各供試材の室温での引張強度特性を示す。以降、各供試材の名称はTable 2に従うものとする。

各供試材に対しては既報<sup>12-14)</sup>と同様の材質試験を行った。すなわち、降伏応力(以下 $\sigma_{ys}$ と呼ぶ)はFig. 2(a)に示す丸棒引張試験片を用い、試験片最小断面部に貼付したひずみゲージにより測定した0.2%耐力を用い、その温度依存性を測定した。へき開破壊応力(以下 $\sigma_c$ と呼ぶ)は、Fig. 2(b)に示す1mmR円周切欠き付丸棒引張試験片を液体窒素中(-196°C)で破壊させ、有限要素法により算定した破壊時の切欠き底近傍の最大引張応力として決定した<sup>13)</sup>。各供試材とも4本

の試験片から得られた値の平均値をその材料の $\sigma_c$ とした。靱性試験は板厚10mmの3点曲げ試験片を用い、ASTM E813に準拠しJ積分により評価した。以下の解析ではすべて $J_c$ を $K_c$ 相当値に換算して用いている。靱性は不安定へき開破壊開始点で評価し、荷重低下を伴って破壊するような遷移領域高温側では試験を行っていない。各供試材とも-80°Cから-196°Cの間の数温度で試験を行い、遷移曲線を求めた。

破壊の発生点となり得る組織中の第二相を観察するために、各供試材を研磨後、腐食を行い、SEMにより観察を行った。観察に際しては各供試材とも400個から500個の第二相が測定できるように多視野で写真撮影を行い、画像解析により第二相の寸法分布を求めた。画像解析では、第二相を楕円近似し、その短径を第二相寸法とした。第二相寸法分布のパラメータとして、平均値、標準偏差及び累積頻度が95%の寸法を最大寸法として算定した。

### 3. 試験結果

#### 3.1 顕微鏡観察結果

5供試材の光学顕微鏡組織写真をFig. 3に示す。Ni添加量の増加に伴い冷却速度を低下させ、同一組織を狙った3種類の供試材(Fig. 3(a), (b), (c))では、いずれも旧オーステナイト粒径のほぼ等しい上部ベイナイト組織となっている。一方、同一熱処理を施した3種類の供試材(Fig. 3(d), (e), (c))ではNi添加に伴う焼入れ性の違いにより、Ni添加量が少ないほど高温変態フェライトが多くなっており、0%Ni-T3材ではフェライト主体の組織となっている。

第二相のSEM観察写真の一例をFig. 4に示す。各供試材の第二相の多くは針状、T3処理材ではやや塊状の形態を呈している。第二相のほとんどはその形態からセメンタイトであると考えられるが、一部に島状マルテンサイトも存在しているようである。セメンタイトではセメンタイトの割れが<sup>15)</sup>、島状マルテンサイト(以下M\*と呼ぶ)ではM\*/フェライト界面の割れ<sup>16)</sup>がへき開破壊の発生起点になり得ると考えられ、機構は異なるが、いずれもそれらの寸法が重要因子となる。第二相を楕円近似した短径評価がM\*の場合に適切であるか問題はあるが、SEM観察のみからでは炭化物、M\*の区別が困難であり、第二相の多くは針状セメンタイトの様相であったため、ここでは種類によらず一義的に解析を行った。Fig. 5に各供試材の第二相厚さ分布を示す。同一組織を狙った供試材(Fig. 5(a), (b), (c))においては、4%Ni-T3にのみ第二相厚さの分布に顕著な相違があり、寸法の小さい第二相の頻度が小さくなるとともに、極めて粗大な第二相が生じている。この傾向は同一熱処理を施した供試材(Fig. 5(d), (e), (c))でも同様で、4%Ni-T3材での第二相の粗大化が顕著となっている。Ni無添加材及び2%Ni添加材について熱処理の相異による第二相寸法を比較すると、T3処理材(Fig. 5(d), (e))は、T1, T2処理材(Fig. 5(a), (b))に

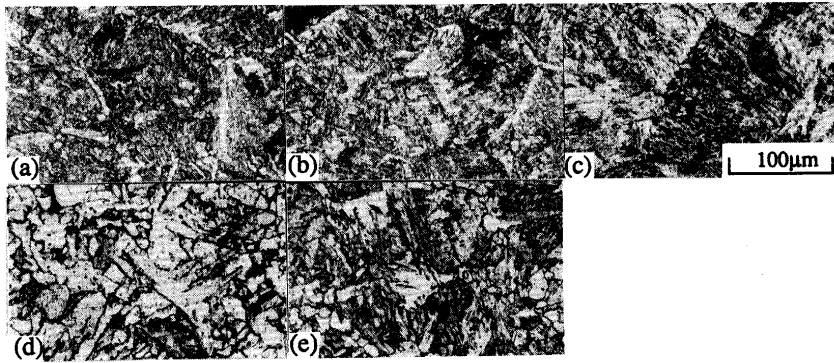


Fig. 3. Microstructures of the steels tested.  
(a)0%Ni-T1 (b)2%Ni-T2 (c)4%Ni-T3 (d)0%Ni-T3 (e)2%Ni-T3



Fig. 4. SEM micrographs showing precipitation of the second phase particles in the steels tested.  
(a)0%Ni-T1 (b)0%Ni-T3 (c)4%Ni-T3

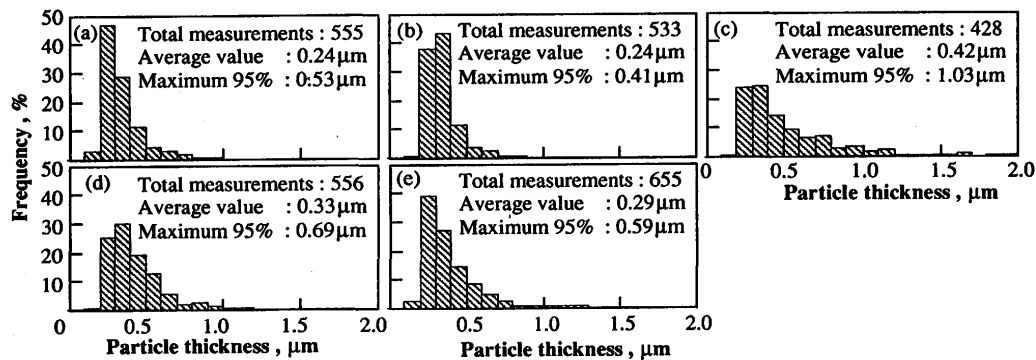


Fig. 5. Size distributions of second phase particles for the steels tested.  
(a)0%Ni-T1 (b)2%Ni-T2 (c)4%Ni-T3 (d)0%Ni-T3 (e)2%Ni-T3

比較して最大値側に裾野が広がる分布となる傾向を示している。これは、T3処理材ではNi添加量が少ないほどフェライトの比率が増大している組織変化(Fig. 3)に伴うものと考えられる。

### 3・2 引張試験結果

Fig. 6 に引張試験で得られた各供試材の室温及び $-196^{\circ}\text{C}$ での $\sigma_{ys}$ 及び $\sigma_c$ の結果を示す。Ni添加による $\sigma_c$ の変化は、同一組織を狙った供試材と同一熱処理を与えた供試材で逆の変化を示す。すなわち、同一熱処理を施した供試材においてはNi添加量に応じて上昇したが、同一組織とした供試材においては逆に低下している。

一方、 $\sigma_{ys}$ のNi添加による変化は同一組織を狙った供試材、同一熱処理を与えた供試材ともに同一傾向であるが、室温

ではNi添加量に応じて上昇しているのに対して、 $-196^{\circ}\text{C}$ では逆に低下する傾向を示している。Fig. 7 (a),(b)にそれぞれ同一組織を狙った供試材及び同一熱処理を与えた供試材の $\sigma_{ys}$ の温度依存性を示す。組織や熱処理によらずNi添加に応じて $\sigma_{ys}$ の温度依存性が小さくなる傾向を示している。この傾向は多く報告されている<sup>3-5)</sup>。

### 3・3 靱性試験結果

Fig. 8 (a),(b)にそれぞれ同一組織を狙った供試材、及び同一熱処理の供試材の破壊靱性の温度依存性を示す。試験結果にややばらつきはあるが、同一組織を狙った供試材の結果はNi添加による靱性向上は見られず、むしろNi添加材の遷移曲線は無添加材よりやや高温側にある。一方、同一熱処理を施した供試材においては、Ni添加量に応じてその

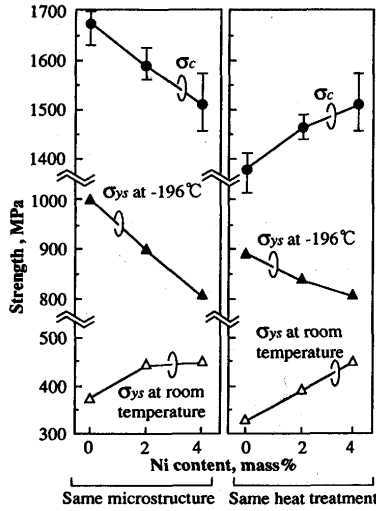


Fig. 6. Yield strength and cleavage fracture strength of the steels tested.

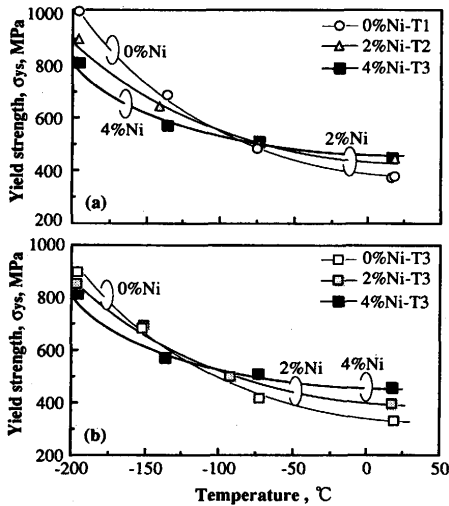


Fig. 7. Temperature dependence of yield strength. (a) Steels with same microstructure. (b) Steels subjected to same heat treatment.

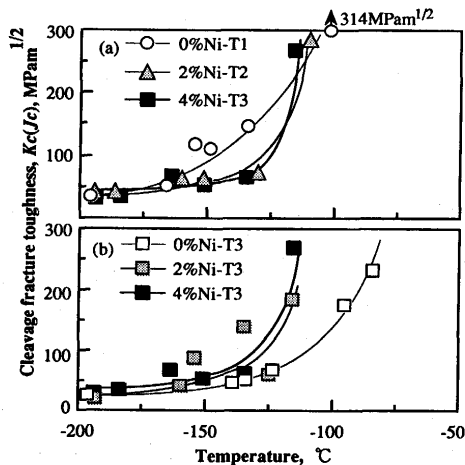


Fig. 8. Temperature dependence of fracture toughness for the steels tested. (a) Steels with same microstructure. (b) Steels subjected to same heat treatment.

遷移曲線は低温側へ変化しており、靱性向上の傾向を示している。また、Tetelmanらが指摘しているように<sup>8)</sup>、Fig. 8 (a), (b)両結果とも、Ni添加により遷移曲線の立ち上がり角が鋭くなる傾向を示している。このようにNi添加による靱性改善の効果はいかなる場合にも現れるわけではないため、Ni添加による破壊靱性への影響の機構解明が重要となる。

#### 4. 考察

著者らは局所破壊条件モデルに基づき低炭素高張力鋼、低合金鋼の破壊靱性を検討し、以下の実験式が多くの鋼について有効であることを示した<sup>13,14)</sup>。

$$K_c(J_c) \text{ (MPam}^{1/2}\text{)} = \frac{2.85 \times 10^{-3}}{B \text{ (mm)}^{1/4}} \sigma_c \text{ (MPa)} \left( \frac{\sigma_c}{\sigma_{ys}} \right)^\alpha \dots (1)$$

ここで、 $K_c$ は破壊靱性、 $\sigma_c$ はへき開破壊応力、 $\sigma_{ys}$ は靱性試験温度での降伏応力、 $B$ は靱性試験片の板厚、 $\alpha$ は材料定数である。以下では(1)式右辺の応力項をへき開破壊パラメータと呼ぶことにする。本供試材の靱性試験結果(Fig. 8)を(1)式に従い丸棒引張試験結果で整理した結果をFig. 9に示す。へき開破壊パラメータ中の指数項 $\alpha$ は材料ごとに試験結果が(1)式に従って最も高い相関となるように算定した。図より、いずれの材料の破壊靱性もへき開破壊パラメータ、すなわち引張試験結果ではほぼ記述可能であることがわかる。指数 $\alpha$ の値はこれまでの検討してきた40種類を越える材料の範囲では、3.5から5程度の値であり、遷移温度の低い材料ほど大きな値となる傾向にある<sup>14)</sup>。Fig. 9に示した本供試材の指数 $\alpha$ は4.1から4.6であり、材料間での差異が小さいため、Ni添加が破壊靱性に及ぼす影響は、へき開破壊パラメータの構成因子； $\sigma_c$ 及び $\sigma_{ys}$ に及ぼす影響として考えることができる。

Fig.10にNi添加に伴う $\sigma_c$ と $\sigma_{ys}$ のバランスの推移を示す。低温での破壊靱性に及ぼすNiの影響機構を議論するため、 $-196^\circ\text{C}$ 、 $-150^\circ\text{C}$ 及び $-130^\circ\text{C}$ における3温度における推移

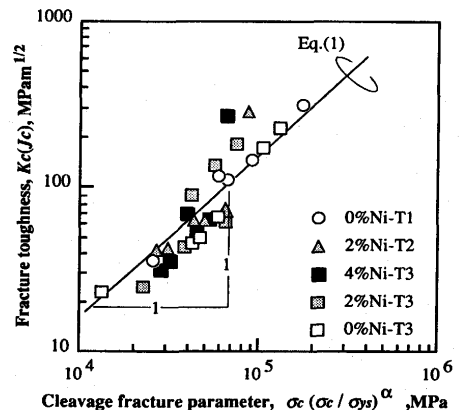


Fig. 9. Correlation between fracture toughness and cleavage fracture parameter.

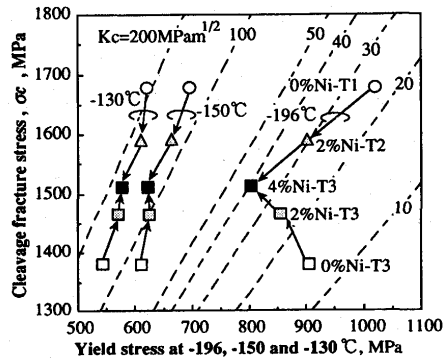


Fig. 10. Relation between cleavage fracture stress and yield stress at low temperature;  $K_c$  constant lines calculated from Eq.(1).

を示している。へき開破壊応力は温度に依存しないとされている<sup>17-20)</sup>ため、すべて $-196^{\circ}\text{C}$ で評価した値で示している。図中の破線は(1)式の指数 $\alpha$ を本供試材の平均的な値4.4として、(1)式より算定した破壊靱性が一定となる $\sigma_c$ と $\sigma_{ys}$ の関係である。Fig.10の結果では、同一熱処理を施した供試材の場合はNi添加量の増加とともに高靱化方向へ、同一組織を狙った供試材はNi添加量の増加にもかかわらず、 $-150^{\circ}\text{C}$ では靱性はそれほど変化しない方向に $-130^{\circ}\text{C}$ ではむしろ靱性低下方向に $\sigma_c$ と $\sigma_{ys}$ の関係は推移しており、靱性試験結果(Fig. 8)ともほぼ一致する。Ni添加に伴う $\sigma_{ys}$ の変化は、同一熱処理を施した供試材、同一組織を狙った供試材ともに $-196^{\circ}\text{C}$ ではNi添加に伴い低下しており、3・2節で議論した低温での $\sigma_{ys}$ 上昇の抑制効果が顕著である。しかし、Fig. 7に示したようにNi添加材と無添加材間の $\sigma_{ys}$ の大小関係は約 $-100^{\circ}\text{C}$ 付近で逆転しているため、靱性遷移曲線にNi添加の顕著な影響の見られた温度範囲での $\sigma_{ys}$ のNi添加による変化は小さい。一方 $\sigma_c$ のNi添加に伴う変化は、Fig. 6にも示したように同一組織を狙った供試材では低下、同一熱処理を施した供試材では増加している。従って、 $-130\sim-150^{\circ}\text{C}$ での破壊靱性がNiの添加により向上するか否かは、 $\sigma_{ys}$ のNi添加依存性が小さいので、 $\sigma_c$ が上昇するか否かで決定されているものと考えられる。

鋼に数%のNiを添加した場合の機械的性質の変化は、1960年前後に多く研究されている。そのほとんどは $\sigma_{ys}$ の温度依存性の低下及び靱性の改善である。Ni添加による $\sigma_{ys}$ の温度依存性抑制効果に関しては、パイエルス力の低下により説明している研究が多い<sup>2,3)</sup>。また、降伏現象に関しては、 $\sigma_{ys}$ の結晶粒径依存係数(Hall-Petchの式;  $\sigma_{ys} = \sigma_i + k_y \cdot d^{-1/2}$ の $k_y$ )の低下<sup>8,9)</sup>や加工硬化の増大<sup>5)</sup>などが報告されている。また、Ni添加鋼では低温であっても交差すべり発生頻度の増加<sup>9)</sup>が観察されており、上記 $k_y$ の低下と呼応している。一方、へき開破壊応力に及ぼすNiの効果を直接検討した例は少ない。Cottrellのへき開破壊発生モデルによると、へき開破壊の限界応力は $\gamma/nb$ ( $\gamma$ : 表面エネルギー,  $b$ : バーガースベクトル,  $n$ : 転位の数)に対して線形的に増加するとされており、上

Table 3. Experimental trends of toughness, yield stress and cleavage fracture stress with Ni addition and mechanisms expected.

	Series	Same microstructure		Same heat treatment	
	Microstructure	BU	BU	$\alpha$	$\alpha/\text{BU}$
Experimental trend	Ni content	0% $\rightarrow$ 4%		0% $\rightarrow$ 4%	
	Toughness $-130\sim-196^{\circ}\text{C}$	$\rightarrow$		$\rightarrow$	
	$\sigma_c$	$\rightarrow$		$\rightarrow$	
	$\sigma_{ys}$	$-100\sim-150^{\circ}\text{C}$	$\rightarrow$		$\rightarrow$
$-150\sim-196^{\circ}\text{C}$		$\rightarrow$		$\rightarrow$	
Mechanisms expected	Second phase particle size	solid solubility of C large $\rightarrow$ large		solid solubility of C small $\rightarrow$ large	
		fine $\rightarrow$ coarse Fe <sub>3</sub> C size variance: large		coarse $\rightarrow$ coarse Fe <sub>3</sub> C size variance: small	
	Dislocations due to transformation	dislocation density large $\rightarrow$ large		dislocation density small $\rightarrow$ large	
	Dislocation pile up	depression of pile up large $\rightarrow$ large		depression of pile up small $\rightarrow$ large	

Note;  $\alpha$ : ferrite, BU: upper bainite, M\*: high carbon martensitic islands

述の $k_y$ はすべり面当たりの集積転位量 $nb$ に比例することから $\gamma/k_y$ に及ぼすNiの効果<sup>8)</sup>として考えられている他、Ni添加により低温での可動すべり系の数が増加し、へき開破壊発生核(微視き裂)周辺のひずみの解放が起こり、見かけ上の表面エネルギーが増加する<sup>9)</sup>といった考察もなされている。

一般に低炭素鋼のへき開破壊の限界応力は第一近似的にはフェライト組織、ベイナイト組織ともに生成された微視き裂の伝播過程に律速されているとされている<sup>15,21)</sup>。微視き裂生成過程には粒界や第二相界面への転位の集積過程が必要であり、その後の伝播過程にも影響を与えるととして、微視き裂寸法や表面エネルギーのみでなく、結晶粒径や上記の $k_y$ にも依存した定式化がなされている<sup>22)</sup>。上述したNi添加による $\sigma_{ys}$ の粒径依存係数( $k_y$ )の低下、表面エネルギー( $\gamma$ )の上昇及び交差すべりによる加工硬化の増大は $\sigma_c$ に関するPetchの定式化<sup>22)</sup>に基づく $\sigma_c$ の上昇傾向に影響する。

本供試材におけるNi添加によるこれら影響因子の変化は未確認であるが、ここではFig. 6に示した $\sigma_c$ に及ぼすNi添加の影響を上述の過去の研究結果を基に考察する(Table 3参照)。本供試材のうち、同一熱処理を施した材料のNi添加に伴う $\sigma_c$ の増加(Fig. 6の0%Ni-T3, 2%Ni-T3, 4%Ni-T3)は上述の $k_y$ の低下、表面エネルギー( $\gamma$ )の上昇及び交差すべりによる加工硬化の増大がその機構として考えられる。また、同一熱処理を施した供試材はNi添加に伴う焼入れ性上昇により、フェライト組織からベイナイト組織へ変化している。ベイナイト組織では変態転位の密度が高いため、これがき裂先端近傍の塑性変形において第二相粒子への転位集積過程の妨げになったこともNi添加による $\sigma_c$ 上昇の一因と考えられる。Fig. 5 (d), (e), (c)に示したように、測定した第二相寸法はNi添加に伴い粗大化しており、生成される微視き裂寸法はNi添加により大きくなっていることが予想される。

しかし、Ni添加が転位の集積過程に及ぼす靱化効果の方が勝った結果、 $\sigma_c$ が増大したものと考えられる。同じNi無添加材でもベイナイト組織の0%Ni-T1に比較して0%Ni-T3はフェライト組織であり、固溶し得るC量が小さいために第二相寸法がやや大きい。そのため、T3処理材でのNi添加による第二相寸法の増加が相対的に小さくなり、 $\sigma_c$ に及ぼす第二相寸法変化の影響が小さく抑えられたものと考えられる。一方、同一組織を狙った供試材の場合、すべてベイナイト組織であるためにNi無添加材でも変態転位の密度が高く、転位集積過程に及ぼすNi添加の効果が相対的に小さくなったものと思われる。さらに、熱処理冷却中にCが濃化した未変態オーステナイトがNi添加による焼入れ性上昇によりM\*に変態し易くなり、Fig. 5 (c)に示したように特に4%Ni添加材で第二相の著しい粗大化につながったものと考えられる。すなわち、同一組織を狙った供試材の場合、ベイナイト組織であるために転位集積過程へのNi添加の効果が小さく、かつへき開破壊の起点となる微視き裂寸法が大きくなったため、Ni添加により $\sigma_c$ が低下したものと考えられる。

以上、 $\sigma_c$ に及ぼすNi添加の影響機構を議論したが、本研究で検討した同一熱処理を施した供試材と同一組織を狙った供試材で共通した影響機構としては、Ni添加による焼入れ性の上昇であるといえる。両供試材でNi添加に伴う $\sigma_c$ の変化は逆の傾向であったが、これはNi添加による焼入れ性の上昇がへき開破壊過程のどこに影響を及ぼしたかが組織形態により異なっているためである。上記の論旨に従えば、他の焼入れ性上昇元素でもNiと同様な高靱化効果が期待されることになるが、他の元素(例えばMnなど)で焼入れ性を上げれば、室温の $\sigma_{ys}$ とともに低温における $\sigma_{ys}$ も上昇し、必ずしも高靱化するとはいえない。Ni添加が靱性に及ぼす影響としては、やはりNi添加による低温での $\sigma_{ys}$ 上昇の抑制(極低温ではむしろ $\sigma_{ys}$ の低下)が基本的には重要な因子であると考えられる。

## 5. 結言

500から600MPa級の高張力鋼に相当する化学成分を持つ実験室溶解鋼へのNi添加による靱性変化について、組織及び熱処理を一定とした2種類の条件において検討した結果、以下の結論を得た。

(1) Ni添加量を変化させた本供試材の破壊靱性とへき開破壊パラメータとの間には局所破壊条件モデルによる予測に一致する傾向が見られる。

(2) 高張力鋼へNiを添加した場合の破壊靱性の変化は、熱処理により異なる。同一熱処理を施した場合には靱性は向上したが、組織をほぼ一定とした場合には靱性向上は見られない。

(3) 熱処理にかかわらず、Ni添加により低温での降伏応力上昇の抑制効果が見られる。破壊靱性とへき開破壊パラメータとの対応から考えると、このことは降伏応力の変化に関する限り、高靱化の傾向である。

(4) 結言(3)にもかかわらず、結言(2)に示したように熱処理によりNi添加に伴う靱性変化に相異が見られたのは、熱処理によりへき開破壊応力の変化に相異を生じたためである。

## 文 献

- 1) 門間改三：鉄鋼材料学，実教出版，(1983)，314.
- 2) 田村今男：鉄鋼材料強度学，日刊工業新聞社，(1969)，125.
- 3) N.P.Allen: Iron and its Dilute Solid Solutions, ed. by C.W. Spencer and F.E.Werner, Interscience Publishers, (1963), 271.
- 4) H.H.Kranzlein, M.S.Burton and G.V.Smith: Trans. AIME, **233** (1965), 64.
- 5) J.Nunes and F.R.Larson: Trans. AIME, **227** (1963), 1369.
- 6) M.Gensamer: Trans. AIME, **215** (1959), 2.
- 7) W.P.Rees, B.E.Hopkins and H.R.Tipler: JISI, **188** (1954), 218.
- 8) A.S.Tetelman and A.J.Mcevely, Jr.: Fracture of Structural Materials, John Wiley & Sons, Inc., (1967), 507.
- 9) W.Jolley: Trans. AIME, **242** (1968), 306.
- 10) J.A.Rinebolt and W.J.Harris, Jr.: Trans. ASM, **44** (1952), 225.
- 11) 秋田武夫：日本金属学会報，**3** (1964)，187.
- 12) T.Miyata, A.Otsuka, M.Mitsubayashi, T.Haze and S.Aihara: ASTM STP, **1074** (1990), 361.
- 13) 田川哲哉，宮田隆司，大塚昭夫：材料，**41** (1992)，1227.
- 14) 宮田隆司，田川哲哉，栗飯原周二：鉄と鋼，**81** (1995)，583.
- 15) E.Smith: Proc. Conf. Physical Basis of Yield and Frac., Physical Soc. of Oxford, (1966), 36.
- 16) 田川哲哉，宮田隆司，栗飯原周二，岡本健太郎：鉄と鋼，**79** (1993)，1183.
- 17) 宮田隆司，大塚昭夫，三林雅彦，土師利昭，栗飯原周二：材料，**37** (1988)，897.
- 18) J.F.Knott: Fundamentals of Fracture Mechanics, Butterworths, London, (1973), 180, 201.
- 19) J.R.Griffith and D.R.J.Owen: J.Mech. Phys. Solids, **19** (1971), 419.
- 20) D.A.Curry: Metal Sci., **16** (1982), 435.
- 21) P.Bowen, S.G.Druce and J.F.Knott: Acta Metall., **34** (1986), 1121.
- 22) N.J.Petch: Acta Metall., **34** (1986), 1387.