
パイプ材の衝撃特性に及ぼす予ひずみの影響

Effect of Prestraining on Impact Properties of Pipe Steels

高田 庸 (Isao Takada) 片岡 義弘 (Yoshihiro Kataoka) 山口 繁之 (Shigeyuki Yamaguchi)

要旨：

パイプ成形による衝撃特性の変化を定量的に明らかにするために、パイプ材の衝撃特性に及ぼす引張、曲げ、曲げ—平板および圧縮など各種の予ひずみの影響を調べた。鋼種にかかわらず、圧縮の場合を除き、予ひずみによるシャルピー破面遷移温度 $vTrs$ の上昇量は 1% 引張ひずみ時の応力 $\sigma 1.0$ の増加量とよく対応し、DWTT85%FATT の上昇量は $vTrs$ のそれとほぼ等しい。この結果に基づき、パイプ成形による $vTrs$ と DWTT85%FATT の変化量を素材の応力—ひずみ曲線から精度よく推定できる。制御圧延材では圧縮予ひずみにより $\sigma 1.0$ は増加せず $vTrs$ が著しく上昇する。この上昇は種として (100) [011] 方位の集積度の低下によるセパレーション減少に起因する。

Synopsis：

The effects of tensile, bending, bending-flattening and compressive prestrains on impact properties of pipe steels were studied in order to clarify quantitatively the changes in impact properties by pipe forming. Regardless of chemical composition, rolling conditions or heat treatments, the good correlation was observed between the rise of Charpy fracture appearance transition temperature $vTrs$ and the increase in the stress at 1% tensile strain ($\sigma 1.0$) after all kinds of prestrains except for compression. The rise of DWTT 85% FATT after prestraining is nearly equal to that of $vTrs$. On the basis of these results, the changes in $vTrs$ and DWTT 85% FATT by pipe forming can be estimated in good accuracy from the stress-strain curve of the original plate. Compressive prestraining does not increase $\sigma 1.0$ but raises $vTrs$ remarkably in the controlled rolled steels. This rise of $vTrs$ is mainly attributed to the decrease in separations resulting from weakening of (100)[011] texture.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

パイプ材の衝撃特性に及ぼす予ひずみの影響

Effect of Prestraining on Impact Properties of Pipe Steels

高 田 庸*

Isao Takada

片 岡 義 弘**

Yoshihiro Kataoka

山 口 繁 之**

Shigeyuki Yamaguchi

Synopsis:

The effects of tensile, bending, bending-flattening and compressive prestrains on impact properties of pipe steels were studied in order to clarify quantitatively the changes in impact properties by pipe forming. Regardless of chemical composition, rolling conditions or heat treatments, the good correlation was observed between the rise of Charpy fracture appearance transition temperature $vTrs$ and the increase in the stress at 1% tensile strain ($\sigma_{1.0}$) after all kinds of prestrains except for compression. The rise of DWTT 85% FATT after prestraining is nearly equal to that of $vTrs$. On the basis of these results, the changes in $vTrs$ and DWTT 85% FATT by pipe forming can be estimated in good accuracy from the stress-strain curve of the original plate.

Compressive prestraining does not increase $\sigma_{1.0}$ but raises $vTrs$ remarkably in the controlled rolled steels. This rise of $vTrs$ is mainly attributed to the decrease in separations resulting from weakening of (100) [011] texture.

1. 緒 言

鋼管の衝撃特性は成形時の冷間加工により、素材のそれより劣化するのが普通である。鋼管成形とくに大径鋼管を製造する UOE 成形工程では、U プレスおよび O プレス時の曲げ加工および圧縮加工にさらに拡管時の引張変形が加わり、かなり複雑なひずみ履歴が材料に与えられる。このような鋼管成形時の冷間加工による衝撃特性の劣化を定量的に明らかにすることは鋼管に要求される衝撃特性を満足させるように、造管に使用される素材鋼板を品質設計するうえで必要である。

冷間加工による鋼板の衝撃特性の変化については、今までに主として 1 軸の引張ひずみによる研究が報告されているが、鋼管成形時に与えられる

ような比較的小さい曲げ、曲げ—平板、または圧縮などの変形による衝撃特性の変化についてはほとんど調べられていない。

そこで、鋼管素材に種々の予ひずみを与えた後シャルピー試験、DWTT 試験および引張試験を行い、予ひずみの種類および量による衝撃特性の変化を、同じ予ひずみによる引張特性の変化をも考慮に入れて検討した。

2. 実験方法

2-1 供 試 材

厚板ミルで製造された A ~ G 7 種類の API 5 LX X60 および X70 相当の鋼板を供試材とした。

Table 1 にその化学組成を、Table 2 に機械的性

* 技術研究所鋼材研究室主任研究員
〔昭和54年2月2日原稿受付〕

** 技術研究所鋼材研究室

Table 1 Chemical composition of materials tested

Steel	Grade	Chemical composition (%)										
		C	Si	Mn	P	S	Nb	V	Mo	Ni	Cu	Al
A	X70	0.07	0.27	1.70	0.015	0.006	0.046	0.032	-	-	-	0.031
B	X70	0.06	0.25	1.65	0.015	0.002	0.035	0.045	-	0.20	0.20	0.032
C	X70	0.10	0.29	1.55	0.015	0.002	0.036	0.071	-	-	-	0.011
D	X70	0.07	0.26	1.72	0.014	0.006	0.058	-	0.14	-	-	0.035
E	X70	0.07	0.25	1.73	0.014	0.006	0.058	-	0.14	-	-	0.034
F	X60	0.07	0.23	1.59	0.015	0.004	0.042	-	0.21	-	-	0.042
G	X70	0.06	0.27	1.29	0.010	0.005	-	0.018	0.19	1.49	0.08	0.023

Table 2 Tensile and impact properties of materials tested

Steel	Grade	Finishing temperature (°C)	Thickness (mm)	Tensile properties			Charpy impact properties	
				Y.S. (kg/mm ²)	T.S. (kg/mm ²)	El (%)	vE_{20} (kg·m)	$vTrs$ (°C)
A	X70	700	21.4	51.0	60.3	44	10.2	-86
B	X70	700	15.3	52.5	57.8	48	23.2	-114
C	X70	700	16.7	48.7	57.8	43	19.0	-128
D	X70	700	26.9	49.6	61.0	45	17.1	-97
E	X70	700	27.4	44.4	59.1	45	21.6	-108
F	X60	810	20.3	42.2	61.2	46	10.5	-33
G	X70	950 (QT)	25.0	52.0	60.0	46	24.2	-86

質を示す。

このうちA、BおよびCはNb-V系の、そしてD、EおよびFはNb-Mo系の制御圧延材(以後CR材と記す)で、それぞれ素材のシャルピー破面遷移温度の予想される水準を成分、加熱および圧延条件によって変えた材料である。これらの素材のシャルピー試片の破面にはすべてセパレーションが発生し、その発生量は遷移温度の低い材料ほど多い。

GはCR材との比較のために用いた、セパレーションが発生しないQT材である。

2・2 試験手順

これらA～G 7種類の試験材の圧延方向に直角な方向(以後C方向という)に引張、曲げ、曲げ—平板および圧縮の予ひずみを与え、予ひずみ後の試片から引張試片とシャルピー試片を採取し、

10tのインストロン試験機によるひずみ速度 1.3×10^{-3} sの引張試験および50kg・m試験機によるシャルピー衝撃試験を行った。このうち素材の低温靱性が良好なCR材BとCについては、引張、曲げ—平板および曲げ—平板—引張の予ひずみを与えDWTT試験を行った。また、衝撃特性に対する集合組織の影響が考えられるCR材B、C、EおよびFの4種類について、引張、曲げ—平板および圧縮予ひずみ後板面とL断面における結晶面のX線反射強度を測定した。これらの試験手順をまとめてFig.1に示す。

予ひずみの与え方はつぎのとおりである。

- (1) 引張予ひずみは、平行部幅100mm、平行部長さ200mmの試片を用いて、200t万能試験機で与えた。
- (2) 圧縮予ひずみは座屈防止のため3枚の板を接着剤(アラルダイト)で貼り合わせた試片(Fig.2

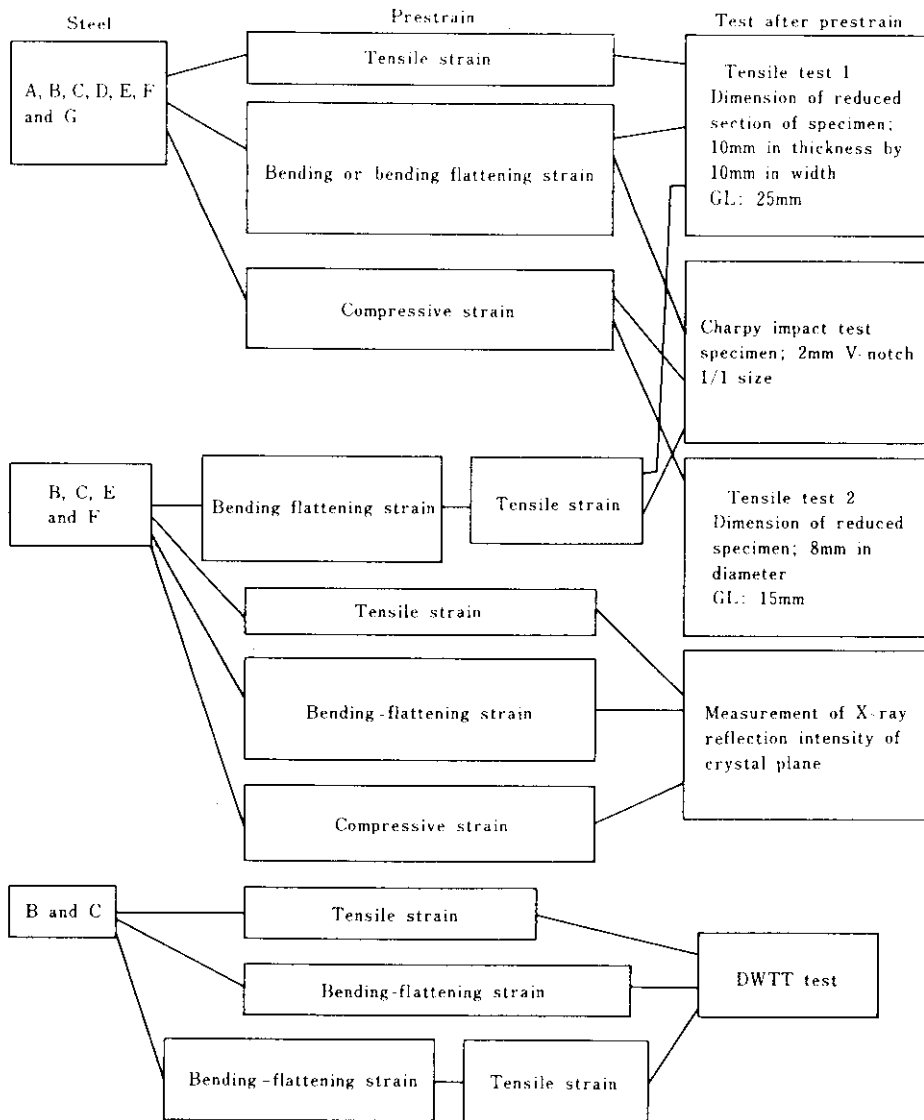


Fig. 1 Experimental procedure

参照)を用い、600t プレスで与えた。

(3) 曲げ予ひずみは幅 160mm、長さ 120mm の試片に、先端半径が 200mm、250mm、330mm、500mm および 1000mm のポンチを用い 200t 万能試験機で与えた。

(4) 曲げ—平板予ひずみは曲げ予ひずみの場合と同じ寸法の試片とポンチを用いて曲げた後、平板化することにより与えた。

(5) 曲げ—平板—引張予ひずみは、幅が 160mm、長さは後の引張のために長くした 450mm の試片に上記と同じ要領で曲げ—平板予ひずみを与えた後

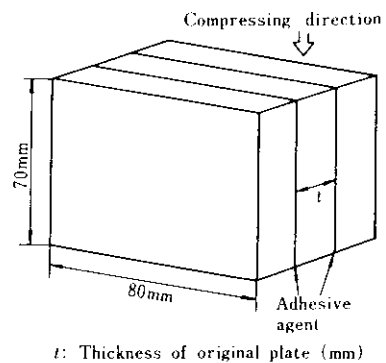


Fig. 2 Dimension of specimen subjected to compressive prestrain

切削加工した平行部幅 100mm, 平行部長さ 65mm の試片を用い, 200t 万能試験機で引張ることにより与えた。

3. 実験結果

3.1 予ひずみ後の引張特性

試験した 7 鋼種のうち Nb-V 系の CR 材 B と Nb-Mo 系の CR 材 E を代表例として選び, これらの予ひずみによる降伏応力 σ_{YS} と引張強さ σ_{TS} の変化を Fig.3 に, 全伸び El および応力-ひずみ曲線

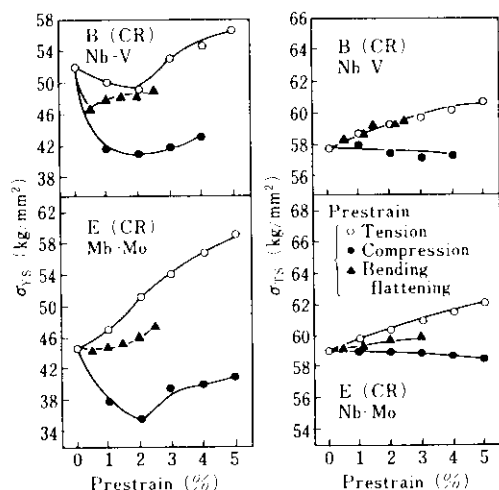


Fig. 3 Change in yield and tensile strengths by prestrains for steels B and E

を $\sigma = C \epsilon^n$ で近似したときの加工硬化指数 n の変化を Fig.4 にそれぞれ示す。Fig.3, 4 および以後の図における曲げおよび曲げ-平板時のひずみ量はすべて曲げ変形時の表面ひずみ量で表されている。

Nb-V 系の B では, σ_{YS} は 2% の引張予ひずみまでわずかに低下の傾向を示し, 3% で素材より高くなり, その後予ひずみの増加とともに上昇するが, Nb-Mo 系の E ではより低い 1% の引張予ひずみで素材より高くなっている。これは B では素材の降伏伸びが約 2.5% であるのに対し, E では約 0.5% であるためである。一方, σ_{TS} は両鋼種とも引張予ひずみの増加とともに単調に増加している。

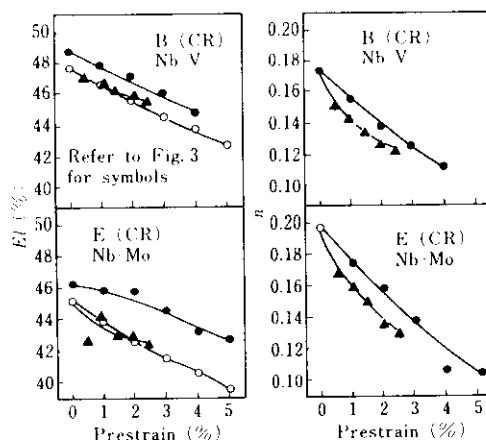


Fig. 4 Change in elongation and work hardening exponent, n , by prestrains for steels B and E

圧縮予ひずみを与えた場合は, バウシinger 効果のために両鋼種の σ_{YS} は大きく低下するが, σ_{TS} はほとんど変化しない。

曲げ-平板予ひずみによる σ_{YS} と σ_{TS} の変化量は両鋼種とも引張予ひずみと圧縮予ひずみの場合の中間の傾向を示す。

両鋼種とも, El および n は Fig.4 に示すように予ひずみの増加とともに単調に減少し, 予ひずみによる El の低下は n の低下と対応している。

3.2 予ひずみ後の衝撃特性

3.2.1 シャルピー衝撃特性

さらに, 鋼種 B と E について, 引張, 圧縮, 曲げおよび曲げ-平板予ひずみによるシャルピー衝撃特性の変化を Fig.5 に, 曲げ-平板-引張予ひずみ後のそれらを Fig.6 にそれぞれ示す。

すべての予ひずみにより吸収エネルギー vE は低下し, 破面遷移温度 $vTrs$ は上昇する傾向にあるが, 両鋼種とも圧縮予ひずみの場合に $vTrs$ の上昇がもっとも大きく, 曲げおよび曲げ-平板予ひずみの場合にもっとも小さい。また, Fig.6 に示すように曲げ-平板-引張予ひずみを与えた場合, 曲げ-平板ひずみまたは引張ひずみが増加するに従いシャルピー特性は劣化するが, 曲げ-平板の予ひずみ量よりその後の引張ひずみの影響のほうが大きいようである。

つぎに, 試験を行った 7 鋼種すべての予ひずみ

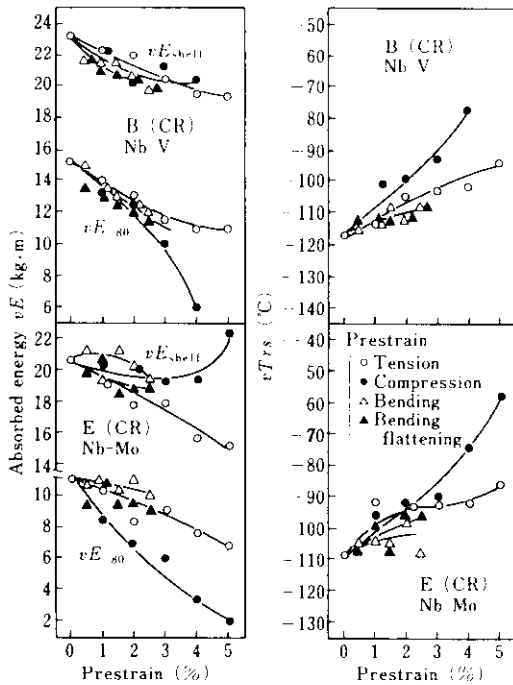


Fig. 5 Change in Charpy impact properties by prestrains for steels B and E

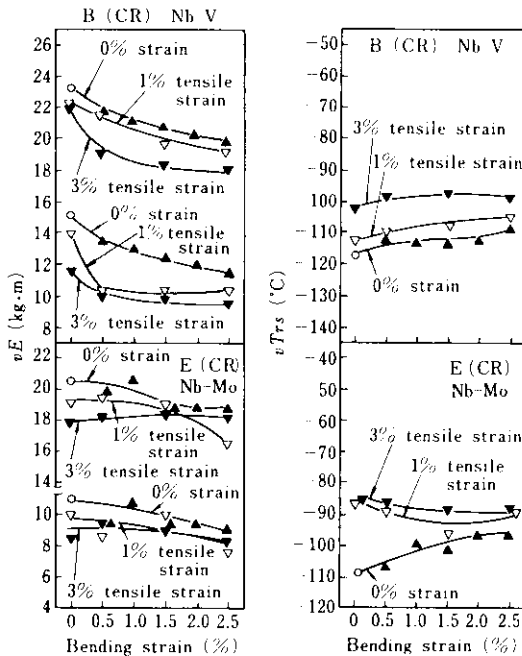


Fig. 6 Change in Charpy impact properties by bending-flattening tensile prestraining for steels B and E

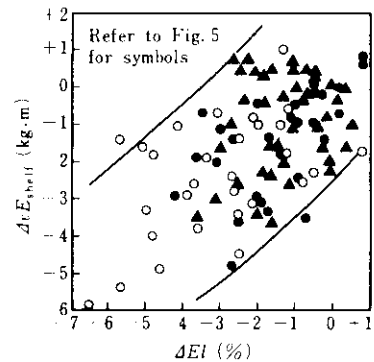
による EI の変化量 ΔEI とシャルピー・シェルフエネルギー vE_{shelf} の変化量 ΔvE_{shelf} の関係を

Fig. 7 に示す。 EI および vE_{shelf} とともに材料の延性に関する試験値であるので ΔEI と ΔvE_{shelf} の間に対応関係があることは当然考えられ、かなりのばらつきはあるが $|\Delta EI|$ の増加に伴い $|\Delta vE_{shelf}|$ が大きくなる傾向が認められる。

この予ひずみによる EI の低下は Fig. 8 に示すように予ひずみによる n の低下と対応しており、予ひずみによる n の低下が一樣伸びの減少をもたらし、それに伴って EI および vE_{shelf} が低下したと考えられる。

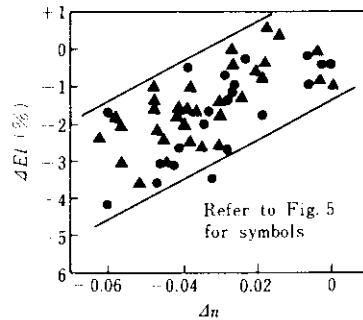
つぎに、予ひずみによる $vTrs$ と引張特性の関係について検討する。

パイプ材の予ひずみによる $vTrs$ の上昇は、予ひずみにより σ_{YS} または低ひずみ域での flow



ΔEI : Difference between EI of prestrained plate and that of original plate
 ΔvE_{shelf} : Difference between Charpy shelf energy of prestrained plate and that of original plate

Fig. 7 Relation between ΔEI and ΔvE_{shelf}



Δn : Difference between n of prestrained plate and that of original plate

Fig. 8 Relation between Δn and ΔEI

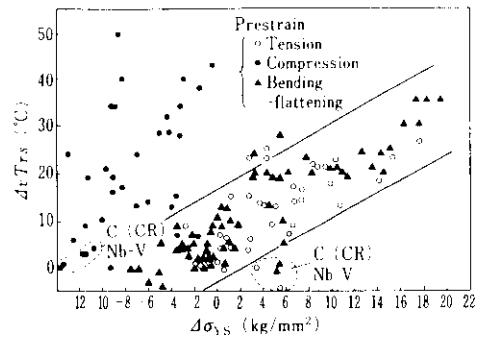
stressが増加し、シャルピー試験時に試片ノッチ先端に蓄積された弾性ひずみエネルギーの塑性変形による解放が困難になることによると考えられるので、予ひずみによる $vTrs$ の上昇量は、 σ_{YS} または $flow\ stress$ の増加量と対応することが予測される。

通常、 σ_{YS} が高い材料は低い材料より $flow\ stress$ も高いので、材料の塑性変形の難易は σ_{YS} の大小で評価できることが多い。しかし、バウシinger効果が生じる予ひずみを与えられたパイプ材の引張応力-ひずみ曲線は非常に小さいひずみ領域から曲線的になり、0.5~2.0%の範囲で著しい加工硬化を示す。このような予ひずみ材では、 σ_{YS} は1.5~3%の降伏伸びを示すパイプ素材のそれより低く、0.7~0.8%以上のひずみに対する応力で逆に素材のそれより高くなることが多い²⁾。鋼材が脆性破壊を起こす場合には、かならず塑性変形が先行するので、シャルピー試験時の試片ノッチ近傍における塑性変形の難易は σ_{YS} よりむしろ低ひずみ域での $flow\ stress$ の大小で判断³⁾されるべきであると思われる。ここでは予ひずみによる $vTrs$ の変化に影響を与える要因として便宜的に1.0%引張ひずみ時の応力 $\sigma_{1.0}$ を取り上げた。参考のため、予ひずみによる σ_{YS} の変化量と $vTrs$ の変化量の関係も調べた。

7鋼種のすべてについて、 σ_{YS} 、 $vTrs$ および $\sigma_{1.0}$ の、予ひずみによる変化量 $\Delta\sigma_{YS}$ 、 $\Delta vTrs$ および $\Delta\sigma_{1.0}$ の間の関係をFig.9、10に示す。

Fig.9より、圧縮予ひずみの場合を除き、 $\Delta vTrs$ は $\Delta\sigma_{YS}$ の増加とともに大きくなる傾向を示すが、ばらつきがかなり大きい。また予ひずみ後の σ_{YS} は予ひずみの種類によっては素材のそれより低くなることがしばしばあるが、その場合も $\Delta vTrs$ は正であることが多い。

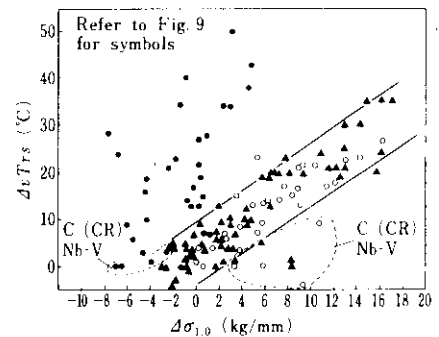
一方、Fig.10における圧縮予ひずみの場合を除く $\Delta\sigma_{1.0}$ と $\Delta vTrs$ の対応関係はFig.9の $\Delta\sigma_{YS}$ と $\Delta vTrs$ のそれにくらべてかなりよい。素材の引張強度特性と $vTrs$ および予ひずみによるそれらの変化量は鋼種によって異なるにもかかわらず、小さいばらつきで $\Delta\sigma_{1.0}$ の増加とともに $\Delta vTrs$ が大きくなっている。ただし、Nb-高V系のCR材である鋼種Cのみは $\Delta\sigma_{1.0}$ がかなり増加しても $\Delta vTrs$ はあまり上昇していない。この鋼種はFig.11に示



$\Delta\sigma_{YS}$: Difference between σ_{YS} of prestrained plate and that of original plate

$\Delta vTrs$: Difference between $vTrs$ of prestrained plate and that of original plate

Fig. 9 Relation between $\Delta\sigma_{YS}$ and $\Delta vTrs$



$\Delta\sigma_{1.0}$: Difference between stress at 1% tensile strain of prestrained plate and that of original plate

Fig. 10 Relation between $\Delta\sigma_{1.0}$ and $\Delta vTrs$

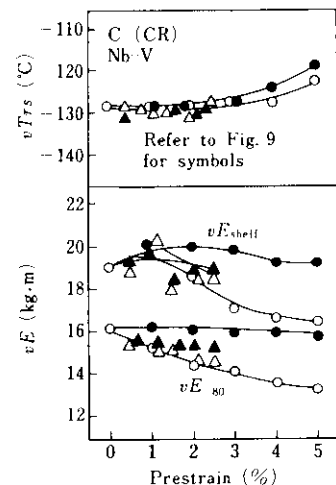


Fig. 11 Change in Charpy impact properties by prestrains for steel C

すように他の鋼種に比し、予ひずみによるシャルピー特性の劣化が非常に小さいのが特色である。

この理由は後述する。

ところで、現実の UOE 工程におけるひずみ履歴は本実験の曲げ—平板—引張予ひずみの場合に近い。UOE 成形による flow stress の上昇量は素材の応力—ひずみ曲線から予測できる³⁾ので、造管加工による $vTrs$ の上昇量も予測可能である。しかし、 vE_{shelf} の変化量は Fig.7 に示すようにばらつきが大きいので、精度のよい予測は困難である。

圧縮予ひずみの $vTrs$ に及ぼす影響は他の予ひずみの場合と著しく異なっている。すなわち圧縮の場合は、バウシinger 効果のために $\sigma_{1.0}$ は予ひずみにより低下する場合のほうが多いにもかかわらず、 $vTrs$ の上昇量は他の予ひずみの場合より大きい。この原因については後で検討する。

3・2・2 DWTT 特性

Nb-V 系の CR 材鋼種 B と Nb-高 V 系の CR 材鋼種 C における引張、曲げ—平板および曲げ—平板—引張予ひずみによる DWTT 85% FATT の変化を Fig.12 に示す。鋼種 B では予ひずみにより 85% FATT が上昇し、ひずみが累積されるほど上昇量は大きくなる。しかし、鋼種 C では $vTrs$ の場合と同様に 85% FATT の予ひずみによる変化は非常に小さい。

つぎに、予ひずみ後の $vTrs$ と 85% FATT の関係を Fig.13 に示す。両者はよく対応し、 $vTrs + 50$ °C がほぼ 85% FATT に一致する。

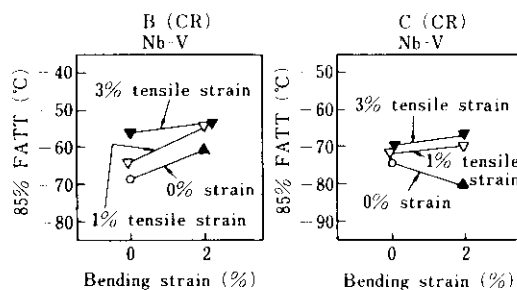


Fig. 12 Change in DWTT 85% fracture appearance transition temperature (FATT) by bending flattening-tensile prestraining for steels B and C

4. 考 察

以上の結果より、引張、曲げ—平板、曲げ—平

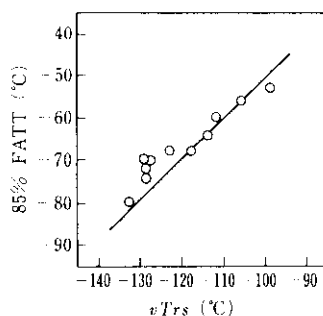


Fig. 13 Relation between $vTrs$ and DWTT 85% FATT after prestraining for steels B and C

板—引張予ひずみの場合、 $\Delta vTrs$ は $\Delta\sigma_{1.0}$ とよく対応するが、圧縮予ひずみの場合には、 $\sigma_{1.0}$ は低下する場合が多いにもかかわらず、 $vTrs$ が著しく上昇するのが認められた。

圧縮予ひずみによる $vTrs$ の上昇量は Fig.5 に示したように CR 材の鋼種 B と E では大きい、QT 材の鋼種 G では Fig.14 に示すように小さい。この原因を解明するため、CR 材の $vTrs$ に大きな影響を与えるといわれている^{4,5)} セパレーション発生に対する予ひずみの影響を CR 材である鋼種 B、

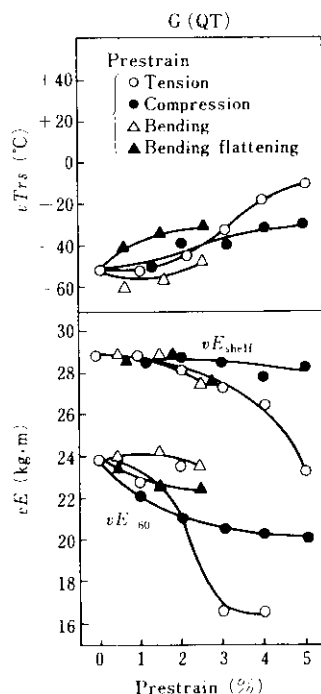


Fig. 14 Change in Charpy impact properties by prestrains for steel G

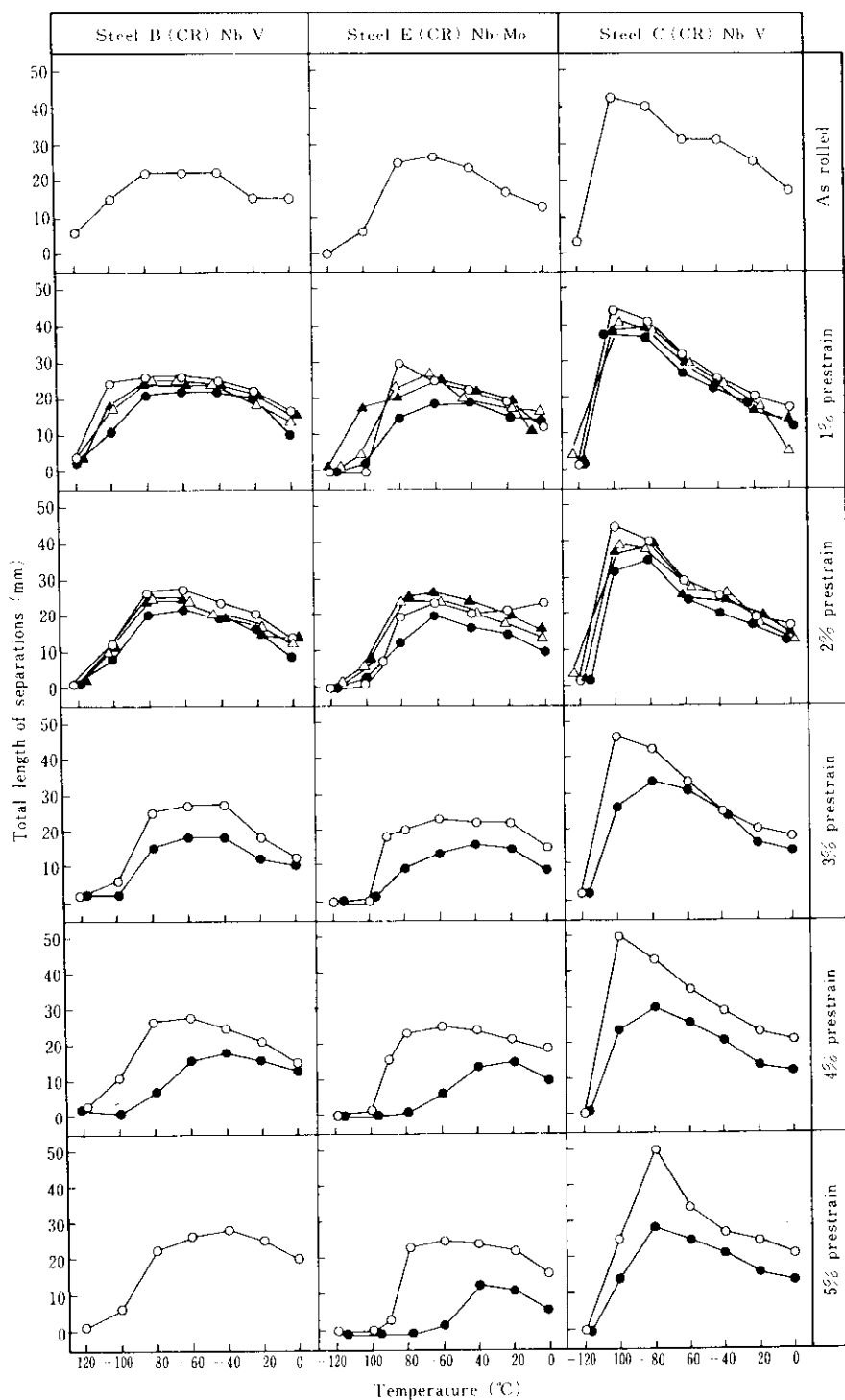


Fig. 15 Effect of prestraining and temperature on total length of separations

EおよびCについて調べた。B、EおよびCの試験温度と試片1個あたりのセパレーション総長さ

の関係に及ぼす予ひずみの効果をFig. 15に示す。B、EおよびCとも圧縮予ひずみの場合のみセパレ

セパレーションが減少している。また、BとEにくらべCのセパレーションは多く、素材の試片1個あたりの総長さは最大40mmを超えている。

このセパレーション発生はCR時の Ar_3 点以下での圧延により(100)[011]方位を含む集合組織が発達し、板面にへき開面が多くなることによるといわれている⁶⁻⁸⁾ので、つぎに予ひずみによる集合組織の変化をX線反射強度法で調べた。B、EおよびCにおける結晶面のX線反射強度の予ひずみによる変化をFig.16に示す。引張の場合、予ひずみ後の(100)[011]方位の集積度は素材より強いが、圧縮の場合は逆に弱くなっている。また、圧縮の場合は予ひずみの増加とともに、L断面における(100)面強度が強くなる。素材における(100)[011]方位の集積度はNb-高V系のCにおいてももっと大きく、つぎがEで、Bにおいてももっとも小さい。また、この集合組織の引張と圧縮の予ひずみによる変化の程度は、原板における(100)[011]方位の集積度がより強いBとCにおいて大きい。

(100)面の板面におけるX線反射強度と試片1個あたりのセパレーション総長さの最大値との関係をFig.17に示す。(100)面強度の減少とともにセパレーション総長さの最大値は減少している。このことは圧縮予ひずみによるセパレーションの減少が(100)[011]方位の集積度の減少によるものであることを示している。このセパレーションの減少がCR材において、圧縮予ひずみにより、 $vTrs$ が著しく上昇した原因の一つであると推察される。一方、シャルピー試験時の割れの伝播面であるL断面における(100)面強度の圧縮予ひずみによる増加も $vTrs$ の上昇に寄与していると考えられる。しかし、圧縮予ひずみによる $vTrs$ の上昇がCR材において大きく、QT材では小さいことを考慮すると、セパレーションの減少のほうが圧縮予ひずみによる $vTrs$ 上昇の主因であると思われる。

(100)[011]方位の集積度がもっとも強いNb-高V系のCの素材試片において、他の鋼種であれば脆性破壊を起こすような低温域でも非常に多くのセパレーションが発生し、 $vTrs$ が非常に低い。このCでは圧縮予ひずみにより(100)[011]方位の集積度が減少しても、まだ他の鋼種のそれらより強く、低温域でのセパレーションの発生に十分な

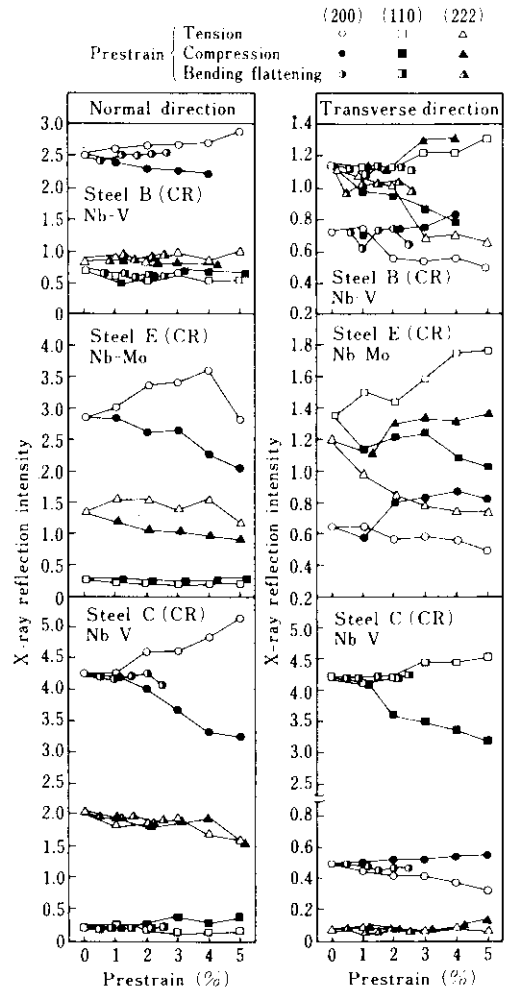


Fig. 16 Influence of prestrain on the X-ray reflection intensities of crystal planes with the increase in prestrain

集積度を有しているので、圧縮予ひずみによる $vTrs$ の上昇量が非常に小さかったものと推察される。また、Cでは他の予ひずみの場合も、予ひずみによるflow stressの上昇が、非常に発生しやすいセパレーションの効果に打ち消され、予ひずみによる $vTrs$ の変化がほとんど認められなかったものと考えられる。

本実験での引張と圧縮予ひずみによる集合組織の変化はCalnanとClewsのBCC金属に引張と圧縮予ひずみを与えた場合の結晶方位の回転に関する考え^{9,10)}と一致しており、本結果はこのようなBCC金属における結晶方位の冷間加工による回転が

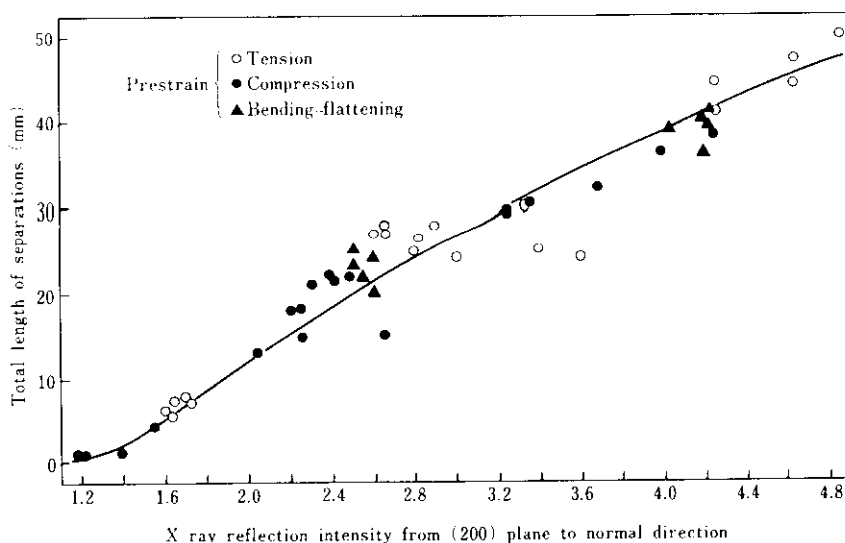


Fig. 17 Relation between maximum total length of separations and X-ray reflection intensity from (200) plane to normal direction

小さいひずみの場合でも起こることを示している。

5. ま と め

厚板ミルで製造したパイプ材に引張、曲げ、曲げ—平板、曲げ—平板—引張および圧縮の各種予ひずみを与えた後の引張試験、シャルピー試験およびDWTT試験を行い、以下のことがわかった。

- (1) すべての予ひずみにより、シャルピー衝撃特性およびDWTT特性は劣化する。予ひずみによるシャルピー試験における $vTrs$ の上昇量とDWTT 85% FATT の上昇量はほぼ等しい。
- (2) 予ひずみによるシャルピー・シェルフエネルギーの低下量は予ひずみによる伸びの低下量と対応するがばらつきが大きい。
- (3) 予ひずみによる全伸び、シェルフエネルギーなどの延性特性値の低下は、予ひずみによる加工

硬化指数 n の低下と対応している。

- (4) 引張、曲げ—平板および曲げ—平板—引張予ひずみによる $vTrs$ およびDWTT 85% FATT の上昇量は1%引張ひずみ時の応力 $\sigma_{1.0}$ の予ひずみによる増加量とよく対応し、鋼管成形による $vTrs$ とDWTT 85% FATT の上昇量は素材の応力—ひずみ曲線から推定できる。

- (5) 圧縮予ひずみの場合にはCR材においては $\sigma_{1.0}$ は低下する場合が多いにもかかわらず、 $vTrs$ は著しく上昇する。ただし、原板でのシャルピー試験における試片1個あたりのセパレーション総長さの最大値が40mmを越すようなCRがとくに強い材料では、上記の $\sigma_{1.0}$ と $vTrs$ の関係からはずれて、予ひずみによる $vTrs$ の上昇は小さい。

- (6) CR材における、圧縮予ひずみによる $vTrs$ の著しい上昇の主因は(100)[011]方位の集積度の低下に伴うセパレーションの減少である。

参 考 文 献

- 1) V. W. Hussmann and A. Krisch: Arch. Eisenhüttenw., 43 (1972) 8,613
- 2) 高田, 杉江, 蓮野: 川崎製鉄技報, 9 (1977) 1-2,42
- 3) G. T. Hahn and A. R. Rosenfield: Acta Met., 13 (1965) 3,293
- 4) F. de Kazinczy and W. A. Backofen: Trans. ASM, 53 (1961) 55
- 5) B. M. Kapadia, A. T. English and W. A. Backofen: Trans. ASM, 55 (1962), 389
- 6) S. R. Goodman and H. Hu: Met. Trans., 1 (1970) 6,1629

- 7) 小指, 稲垣, 栗原, 三瓶, 大北: 鉄と鋼, 59 (1973) 2, A49
- 8) 小指, 稲垣, 栗原: 鉄と鋼, 60 (1974) 4, S299
- 9) 長島: 集合組織(金属学新書), (1966), 109, (日本金属学会)
- 10) E. A. Calnan and C. J. B. Clews: Phil. Mag., 42 (1951), 616

