

論 文

低合金高張力鋼のオーステナイト結晶粒
微細化と超塑性松 村 直 己*・時 実 正 治*²

Austenite Grain Refinement and Superplasticity in HSLA Steel

Naomi MATSUMURA and Masaharu TOKIZANE

Synopsis :

Austenite grain refinement of low carbon steels prepared with and without addition of minor amount of niobium was attained by a thermomechanical processing in order to obtain the materials with ($\alpha+\gamma$) microduplex structure in the intercritical temperature field. Such materials showed superplastic behavior during high temperature tensile deformation. The largest elongation to failure value of 738% and high value of strain rate sensitivity exponent, m , (>0.6) were obtained by tensile deformation at 790°C and at strain rate of $5 \times 10^{-3} \text{ min}^{-1}$ in the Nb-bearing steel. Moreover, elongation to failure value of about 300% was obtained by tensile deformation at around 800°C and at strain rate of $5 \times 10^{-1} \text{ min}^{-1}$ which may be applicable for practical forming process. The largest elongation to failure value and the highest m -value were, as a whole, obtained at around the temperature where the specimens are composed of nearly equal volume fraction of α and γ phase.

A minor addition of niobium presumably promoted superplasticity of low carbon steel through a suppressive effects of finely dispersed precipitates of niobium-carbide (or-carbonitride) on grain growth during high temperature deformation.

1. 結 言

微細結晶粒を持つ金属・合金が $0.4 T_m$ (T_m は融点) 以上の高温で、低荷重で異常に大きな伸びを示す、いわゆる微細結晶粒超塑性現象¹⁾ は今日広く知られていることである。微細結晶粒超塑性を示す材料条件として重要な点の一つは単に結晶粒が微細であるのみではなく、そのような微細結晶粒組織が高温での変形中に安定であり、粗大化しにくいことである²⁾。そのためには微細 2 相組織であることが好都合であり、このような組織を示すものとして Zn-Al 合金をはじめとする種々の共晶型あるいは共析型の非鉄合金が微細結晶粒超塑性の典型的合金として早くから取り上げられてきた³⁾。一方このような微細結晶粒超塑性現象を積極的に塑性加工に利用した、いわゆる超塑性加工法が近年注目され⁴⁾、それに伴って、このような超塑性を示す安価で強靱 (室温での機械的性質) な構造用材料の開発が要望されている。このような要望に答えるために最近種々の鉄系合金についても微細結晶粒超塑性に関する研究が取り上げられてきた^{5)~14)}。

このような状況において著者らは先に低炭素鋼をラスマルテンサイト (α') 組織とし、これを室温で強加工した後 A_3 点直上の温度に急熱して短時間保持する加工熱処理方法がオーステナイト (γ) 結晶粒微細化に極めて有効であること¹⁵⁾、その際微量の Nb を添加した材料ではその効果が一層顕著である¹⁶⁾ ことを明らかにした。また、この方法によつて得た旧 γ 粒径の微細な α' 組織の鋼をフェライト (α) + γ の 2 相域に加熱すると超微細複合組織が得られることを報告した¹⁷⁾。

本研究はこれらの研究結果にもとづき低炭素高張力低合金鋼 (HSLA 鋼) ならびに比較材としての低炭素鋼について上述のように ($\alpha+\gamma$) 域で得られる超微細複合組織の超塑性変形挙動を結晶粒微細化と Nb 添加の効果の観点から検討したものである。

2. 試料ならびに実験方法

2.1 試料

実験に用いた試料は微量の Nb を添加した低炭素高張力低合金鋼 (HSLA 鋼) と比較材の低炭素鋼であり、その化学組成は Table 1 に示すごとくである。すな

昭和 59 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 59 年 5 月 24 日受付 (Received May 24, 1984)

* 立命館大学大学院 (Graduate School, Ritsumeikan University)

*² 立命館大学理工学部 工博 (Faculty of Science and Engineering, Ritsumeikan University, 28 Tojiinkitamachi 603)

Table 1. Chemical composition of steels (wt %).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Nb	ΣAl	ΣN
KNb	0.15	0.19	1.16	0.019	0.006	0.014	0.014	0.0036
KCII	0.16	0.34	1.29	0.019	0.006	—	0.030	0.0053

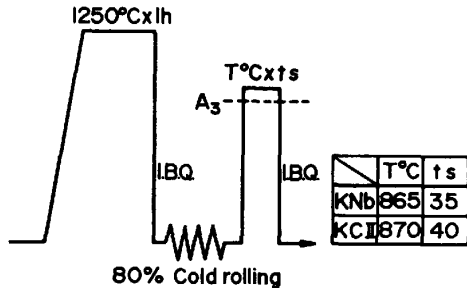


Fig. 1. Schematic diagram of the thermomechanical processing of the steels.

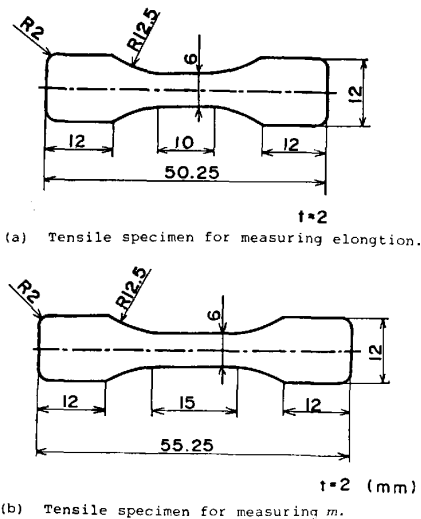


Fig. 2. Dimension of tensile specimens.

わちC量はいずれも約 0.15 wt% であり, KNb 材には微量の Nb が添加されている. これらの試料鋼について Fig. 1 に示す加工熱処理を施した. すなわち熱間圧延材から厚さ 10 mm の板材を切り出し, それらを 1250°C で 1 h 溶体化処理後, 氷塩水中に焼入れた. 続いて 80% (厚さ 10 mm \rightarrow 2 mm) の冷間圧延を行い, それらを A_3 点直上の温度に γ 化が完了するまで加熱保持後, 再び氷塩水焼入れして, 旧 γ 粒径の超微細な α' 組織とした. なお, A_3 点直上の加熱温度ならびにそれらの温度での γ 化完了までの時間は試料鋼により異なるので, あらかじめ予備実験を行い Fig. 1 右下表のように決定した.

引張伸び測定用試験片ならびに m 値 (ひずみ速度感受性指数) 測定用試験片はそれぞれ Fig. 2(a)(b) に示すような形状に, Fig. 1 の 80% 冷間圧延した段階の板材からワイヤーカット放電加工法により切り出し以後

の熱処理を施した.

2.2 組織観察

Fig. 1 に示した加工熱処理を完了した状態の試片について旧 γ 粒径を測定するために (ピクリン酸+ラウリルベンゼンスルホン酸ナトリウム+過酸化水素水) の沸騰混合液中に浸漬する方法により, 旧 γ 粒界を現出した. また後述の引張試験の開始時における試験片中の組織状態を確認するために, 真空炉を用い, 引張試験の開始時と同じ条件すなわち ($\alpha+\gamma$) 2 相域の種々の設定温度に 30 min 加熱保持後氷塩水焼入れした試片について, 光学顕微鏡による組織観察を行った. この場合, 組織の現出には LE PERA の試薬¹⁸⁾を使用した. これらの試片は ($\alpha+\alpha'$) 2 相組織であるが, これらより α' 体積率を光学顕微鏡写真をもとに画像処理して求め, ($\alpha+\gamma$) 2 相域加熱時の γ 相の体積率とした.

2.3 試験方法

赤外線輻射型イメージ炉を取り付けたインストロン型引張試験機 (最大荷重 500 kg) を用い, 次の 2 種類の試験を行った. これらの試験は引張中における試験片の酸化防止のため, (90% N_2 -10% H_2) 混合ガスを流量 2 l/min で流しながら行った. なお試験中各加熱保持温度における温度差は試験片を含む炉の中央部 10 cm にわたり $\pm 2^\circ\text{C}$ 以内に制御した. 試験温度は ($\alpha+\gamma$) 2 相域の種々の温度 (700~820°C) であり, 試験片を所定の温度まで約 3°C/s の昇温速度で加熱し, 設定温度に達した後 30 min 保持してから試験を開始した.

2.3.1 高温引張試験

高温引張試験における伸びを測定するために Fig. 2 (a) の形状の試験片を, 初期ひずみ速度 ($\dot{\epsilon}_i$) が 5×10^{-3} , 1×10^{-2} ならびに $5 \times 10^{-1}/\text{min}$ に相当する 3 種の一定クロスヘッド移動速度で引張試験を行った.

2.3.2 ひずみ速度変換試験

試験片を一定クロスヘッド移動速度ではぼ定常状態に達するまで引張つた後, クロスヘッド移動速度を次々に変換し, 各クロスヘッド移動速度で定常状態に達するまでひずみを加えていった. このような方法で各変形温度における, それぞれの場合の真ひずみ速度 ($\dot{\epsilon}_i$) と真変形応力 (σ_i) の関係を求め, 両者の関係から m 値を求めた. さらに後述のように本研究において各試料鋼が比較的大きな m 値を示した 780°C の場合については, この温度で $\dot{\epsilon}_i = 5 \times 10^{-3}/\text{min}$ で 50% ならびに 100% 引張変形した後, 上述と同様のひずみ速度変換試験を行い, 予ひずみ量 (伸び%) に伴う m 値の変化について検討した. この場合試験完了時における試験片は均一変形しておりネッキングは認められなかった.

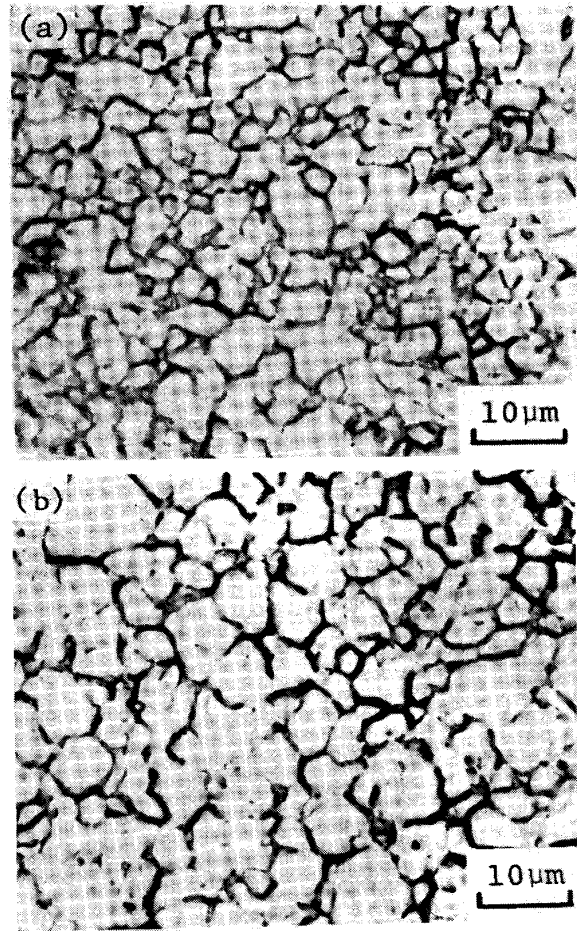
3. 実験結果と考察

3.1 組織観察

80% 加工材について A_3 点直上の温度に加熱保持後急冷した各試料鋼の旧 γ 粒界を現出した組織を Photo. 1 に示す. 旧 γ 平均粒径は KNb 材が $5.0 \mu\text{m}$, KCII 材が $5.7 \mu\text{m}$ であつた.

Photo. 1 に示すような試片 (α' 組織) を引張試験時と同様に ($\alpha+\gamma$) 2 相域の種々の温度に加熱し, それらの温度で 30 min 保持後氷塩水焼入れして ($\alpha+\alpha'$) とした組織の代表例を Photo. 2 に示す. 組織中, 黒い部分が α , 白い部分が α' であり, これにより ($\alpha+\gamma$) 域での組織状態が推定できる. Photo. 2 は KNb 材についてのものであるが, KCII 材でも大きな相違は認められなかつた. これらの組織から 2 相域温度の上昇につれて α' の体積率 (すなわち $\alpha+\gamma$ 域での γ の体積率) が增大していることがわかる.

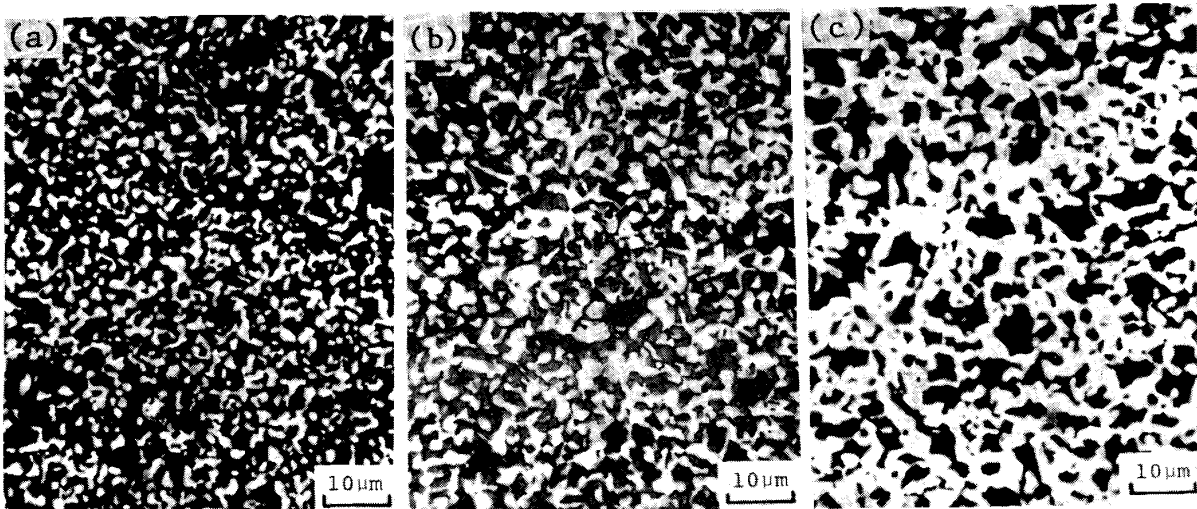
MORRISON⁵⁾ならびに STEWART¹²⁾は本研究に使用したものと類似の低炭素低合金鋼について, γ 低温域あるいは ($\alpha+\gamma$) 2 相域で圧延することにより微細結晶粒組織を得ているが, これらの場合は最終組織は帯状組織になつている. これに対し SCHADLER⁶⁾は GRANGE¹⁹⁾による熱処理サイクル法によつて均一に分布した微細 2 相組織を得ている. 本研究で用いた加工熱処理法によつて上述のごとき ($\alpha+\gamma$) 微細 2 相組織鋼が容易に得られるが, その生成機構についてはすでに報告した¹⁷⁾. これらは Photo. 2 から推察されるように単に結晶粒が微細であるのみではなく, ほぼ等軸的な 2 相が均一に分布した



(a) steel KNb, $\bar{d}=5.0 \mu\text{m}$, (b) steel KCII, $\bar{d}=5.7 \mu\text{m}$

(\bar{d} = average prior austenite grain diameter).

Photo. 1. Optical microstructures of the specimen quenched from the temperature just above A_3 point in the process indicated in Fig. 1.



(a) $740^\circ\text{C} \times 30\text{min}$ I.B.Q., $\text{fm} \approx 30\%$, (b) $760^\circ\text{C} \times 30\text{min}$ I.B.Q., $\text{fm} \approx 45\%$, (c) $800^\circ\text{C} \times 30\text{min}$ I.B.Q., $\text{fm} \approx 70\%$ (I.B.Q.: iced brine quenching. fm: volume fraction of α').

Photo. 2. Optical microstructures of the specimen KNb quenched from ($\alpha+\gamma$) field after holding for 30 min.

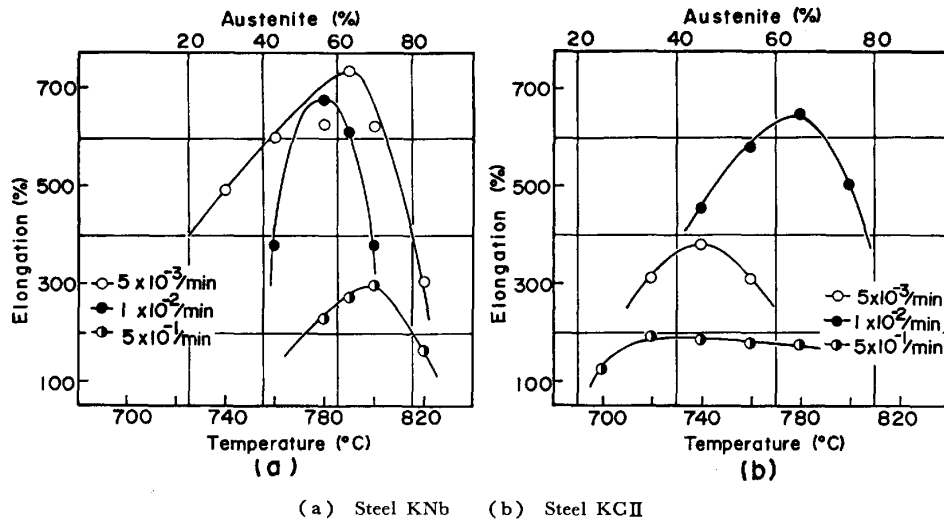


Fig. 3. Relation between deformation temperature and elongation to failure at various strain rates.





Strain rate (/min)	T(°C)	Specimen	elongation (%)
0 (untested)	—	 G.L. - 10mm	—
5×10^{-3}	790		738
1×10^{-2}	780		680
5×10^{-1}	800		300

Photo. 3. Specimens of steel KNb after being tested to failure.

組織であり、 $(\alpha + \gamma)$ 2相共存域において超塑性を示す条件を持つものと判断される。

3.2 高温引張試験

高温引張試験における伸びの試験温度ならびに試片中の γ 体積率に伴う変化を Fig. 3 に示す。KNb 材では $\dot{\epsilon}_i$ が本研究において最も遅い $5 \times 10^{-3}/\text{min}$ の場合に広い温度範囲にわたって伸びが大きく、 $1 \times 10^{-2}/\text{min}$ では伸びは全体に減少している。これに対して KCII 材では逆に $\dot{\epsilon}_i = 1 \times 10^{-2}/\text{min}$ の場合に伸びが最も大きく、 $\dot{\epsilon}_i$ の遅い $5 \times 10^{-3}/\text{min}$ の場合には伸びが減少している。その他の点については両者の試料で大きな相違はなく、いずれも MORRISON の報告⁵⁾ と一致して α 相と γ 相の比率がほぼ等しい $740 \sim 780^\circ\text{C}$ 近辺で最大伸びが生じている。またいずれの場合も YODER らが指摘⁶⁾ したように試験温度の変化 (これより α 相と γ 相の体積比率が変化する) により伸びが大きく変わるという組織感性を示している。KNb 材の場合は $\dot{\epsilon}_i = 5 \times 10^{-3}/\text{min}$ で最大 700% 以上、KCII 材の場合には $\dot{\epsilon}_i = 1 \times 10^{-2}/\text{min}$

で最大 600% 以上の大きな伸びを得た。なお工業的に可能な実用変形速度に近いと考えられる $\dot{\epsilon}_i = 5 \times 10^{-1}/\text{min}$ での引張試験において、いずれの試料も 200~300% の伸びを示した。

3種類の $\dot{\epsilon}_i$ でいずれも最大伸びを示した実際の破断試片の代表例として KNb 材の場合を Photo. 3 に示す。

KCII 材の場合も破断試片の形状はこれらとほとんど差異は認められなかった。

前述のような伸びとひずみ速度の関係に見られた KNb 材と KCII 材の間の大きな相違は、KNb 材中における Nb 炭化物 (あるいは Nb 炭窒化物) の析出と密接な関連を有するものと考えられる。この点について考察するために次のごとき検討を行った。すなわち、KNb 材について A_3 点直上の温度 865°C で 35 s 保持して氷塩水焼入れした試片を (A) とし、これをさらに $(\alpha + \gamma)$ 2相域の 780°C で $\dot{\epsilon}_i = 5 \times 10^{-3}/\text{min}$ で引張破断した試片 (伸び 629%, 試片の破断までに引張温

Table 2. Chemical analysis of compound type Nb in steel KNb (wt %). (A) specimen held at 865°C for 35 s. (B) specimen strained to failure at 780°C (elongation to failure=629%, holding time=21 h).

Σ Nb	Compound type Nb	
	Specimen (A)	Specimen (B)
0.014	0.012 ₃	0.013 ₂

度に保持した時間：約 21 h) を (B) とし、両者の不溶性 Nb 量を定量した。その結果を Table 2 に示す。これらの態別定量は 10% アセチルアセトン-1% テトラメチルアンモニウムクロライト-メタノール溶液中での定電位電解→スルホクロロフェノール S 吸光度法²⁰⁾により行つた。

Table 2 の結果によると、(A) の段階、すなわち、 A_s 点直上の温度に加熱した時点で KNb 材中の Nb のほとんどすべてが γ 低温域で析出して、このことが Photo. 1 に見られるように、この鋼の旧 γ 粒径微細化の要因となつている¹⁶⁾。またこれらの析出物は微細に分布しきわめて安定であると想定されるので、その後 ($\alpha + \gamma$) 2 相域での引張試験中ほとんど変わらずに 2 相組織内に存在しているものと考えられる。したがつて、KNb 材の場合、微細な析出物の存在によつて、本来結晶粒成長の遅い ($\alpha + \gamma$) 2 相組織状態²¹⁾ における結晶粒成長が一層妨げられるものと推察される。このような観点に立てば、微量 Nb 添加した KNb 材ではひずみ速度がきわめて遅く、破断までに著しく長時間高温に保持された場合にも結晶粒成長を十分抑制し超塑性を保持することができるのに対し、Nb を含まない KCII 材ではこのような効果がないために、著しく遅いひずみ速度での引張りの場合には試験中に結晶粒が成長し超塑性を維持することができなくなり、そのために前述の結果に見られたように、むしろ比較的ひずみ速度の速い場合の方が大きな伸びを示したものと解釈される。

上述のような推察の妥当性を検討するために、KCII, KNb 両材の Fig. 1 に示す加工熱処理状態の試片を ($\alpha + \gamma$) 2 相域温度 780°C に真空炉中で加熱し 24 h 保持後氷塩水焼入れし両者の組織を比較した。それらの結果は Photo. 4 に示すように、KCII 材の 2 相組織 ($\alpha + \alpha'$) は KNb 材の場合に比較してかなり粗になつている (長時間加熱前の初期平均粒径は KNb 材の場合は 3.0 μm , KCII 材の場合は 3.3 μm であつた)。このような両者の間の相違は KNb 材中の析出 Nb 炭化

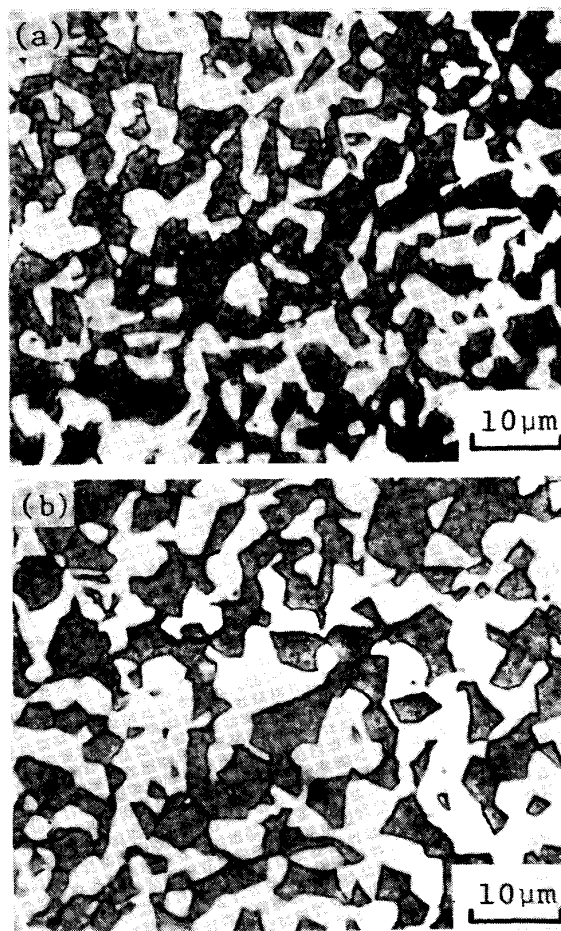


Photo. 4. Optical microstructures of the specimens quenched from 780°C after holding for 24 h. (a) steel KNb (average grain size: 5.1 μm), (b) steel KCII (average grain size: 6.8 μm).

物 (あるいは炭窒化物) の結晶粒成長抑制効果によるもので、引張試験中のように応力下での加熱保持の場合には両者の差はさらに顕著に現れるであろう。

次に Fig. 4 に 3 種類の $\dot{\epsilon}_i$ における引張試験時の定常状態変形応力の試験温度に伴う変化を示す。これらは KNb 材について得られた結果であるが、KCII 材の場合も傾向的にはほぼ同様の結果であつた。すなわち、いずれのひずみ速度の場合も α 相と γ 相の体積率のはほぼ等しい 2 相域温度 (780~790°C) で変形応力は最も低く最低値は $\dot{\epsilon}_i = 5 \times 10^{-1}/\text{min}$ の場合に約 9 kgf/mm², $\dot{\epsilon}_i = 1 \times 10^{-2}/\text{min}$ の場合に約 2 kgf/mm² であり、ひずみ速度が遅くなるに従つて低下しているが、 $\dot{\epsilon}_i = 5 \times 10^{-3}/\text{min}$ の場合には約 1.5 kgf/mm² というきわめて低い値を示している点は注目される。

3.3 ひずみ速度変換試験

Fig. 5 は KNb 材について 790°C でひずみ速度変換試験を実施し、真ひずみ速度 ($\dot{\epsilon}_i$) と真応力の関係を示

† 本来ならば引張試験途中で中断し焼入れした組織について観察することが好ましいが、装置の関係上このような操作が困難であるので別途真空焼鈍実験をもつてこれに替えた。

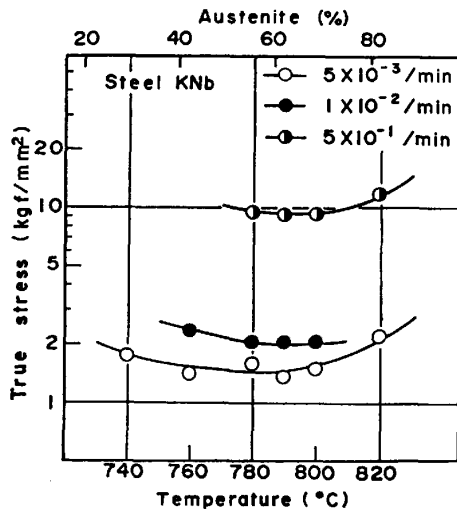


Fig. 4. Temperature dependence of steady state flow stress for steel KNb at various strain rates.

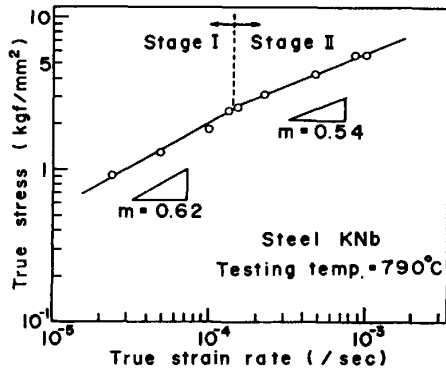


Fig. 5. Flow stress-strain rate relation for steel KNb at 790°C.

したものである。図中の直線の勾配が m 値に相当するが、この場合、両者の関係は、それぞれほぼ直線関係で示される二つの領域に分かれている。同様の傾向は KNb 材, KCII 材ともすべての試験温度で認められた。いま仮に低 $\dot{\epsilon}_i$ 側の領域を Stage I, 高 $\dot{\epsilon}_i$ 側の領域を Stage II とすると, Stage I での m 値は Stage II での m 値よりわずかに大きくなっている。なお引張試験時に採用した $\dot{\epsilon}_i = 5 \times 10^{-3}/\text{min}$ は Stage I に, $\dot{\epsilon}_i = 1 \times 10^{-2}/\text{min}$ は Stage II に含まれる。以後, Stage I Stage II に分類して m 値について論議する。

Fig. 6 は各材料についての試験温度と m 値の関係を示す。Stage I における m 値は両材料とも Stage II より全温度域で大きな値になっている。また, m 値はひずみ速度と結晶粒径に依存し試験温度には依存しない⁹⁾ という報告もあるが, 本研究結果では試験温度に強く依存しており, 最高値は α 相と γ 相の体積率がほぼ等しい 740~780°C で得られている。この傾向は Fe-Cr, Fe-Ni 合金についての平野らの報告⁹⁾¹⁰⁾ と一致している。

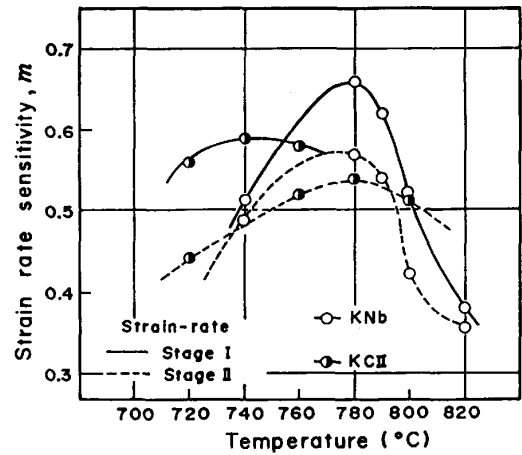
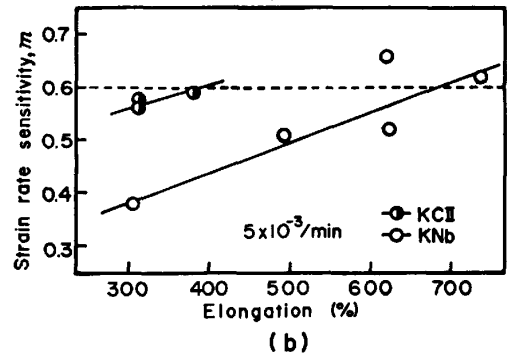
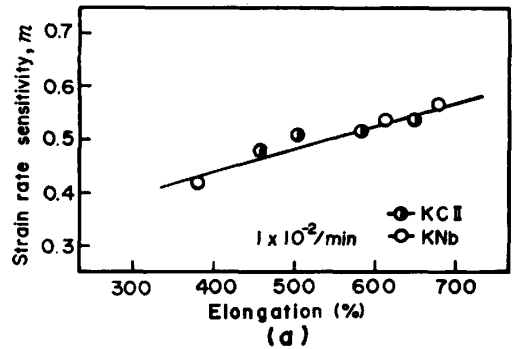


Fig. 6. Relation between temperature and strain rate sensitivity, m , in each steel.



(a) initial strain rate = $1 \times 10^{-2}/\text{min}$,
(b) initial strain rate = $5 \times 10^{-3}/\text{min}$.

Fig. 7. Relation between elongation to failure and strain rate sensitivity.

3.4 伸びと m 値

本研究で得た 2 種の鋼についての伸びと m 値の関係を Fig. 7 (a), (b) に示す。(a) は $\dot{\epsilon}_i = 1 \times 10^{-2}/\text{min}$ の場合の伸びとそれに対応する Stage II の m 値の関係であり, (b) は $\dot{\epsilon}_i = 5 \times 10^{-3}/\text{min}$ の場合の伸びとそれに対応する Stage I の m 値の関係である。(a) の場合には KNb 材, KCII 材ともに伸びと m 値との間に同一の直線関係が成立し, m 値による伸び量の予測が材料のいかんを問わず可能である。しかしながら, (b) においては KNb 材と KCII 材で顕著な相違があり, 同じ m 値に

対して材料によつて伸びは著しく異なることを示している。例えば、 m 値を 0.6 とした場合 (図中に破線で示す)、伸びは KCII 材で 300~400% であるのに対し KNb 材では 600~700% となる。

m 値と伸びの関係についてはいくつかの報告¹¹⁾¹²⁾²²⁾²³⁾があるが、WOODFORD²⁴⁾は m 値と伸び量は種々の材料、広範囲の変形速度および温度にわたり相関性を持つているが多少のばらつきがみられ、この原因の一つとして超塑性材料の変形中における組織変化に伴う m 値の変化をあげている。本研究において行つた $\dot{\epsilon}_i = 5 \times 10^{-3}/\text{min}$ での引張試験は、変形速度が比較的遅く、破断までに長時間高温保持されることになるので、引張変形中に各材料により結晶粒成長挙動が異なれば初期 m 値が同等であつても、引張変形中に材料によつて m 値が変化し、最終的に伸びに相違が生じてくるものと想定される。

このことを確認するために、引張変形を行つていない試片ならびに 2 相域温度 780°C において $\dot{\epsilon}_i = 5 \times 10^{-3}/\text{min}$ で、それぞれ、50% ならびに 100% まであらかじめ引張変形を行つた試験片について、780°C でのひずみ速度変換試験を行い、これらの状態における m 値を測定した。Fig. 8 は前変形量に対する両材料の m 値の変化を示したものである。これらの結果から m 値はいずれの試料の場合も 50%, 100% 伸び後では初期状態より低下するが、その低下の度合は材料によつて異なり、KCII 材の場合に比較すれば KNb 材の場合の低下はかなり小さい。これは 3.2 で述べたように、KNb 材の場合には Nb 炭化物 (あるいは Nb 炭窒化物) による結晶粒成長抑制効果があることによるものと考えられ、このことが Fig. 3 でみられたように KNb 材では KCII 材と異なりひずみ速度のより遅い場合ほど、よく

伸びる現象と関連するものとみなせる。すなわち、ひずみ速度が遅い場合の引張試験では、伸びは初期 m 値とは対応せず、超塑性変形中において m 値がいかに維持されるかにかかわり、よく伸びるといふことは高い m 値が引張変形中にどれだけ長い時間保持されるかに関係しているといえる。

MORRISON⁵⁾ は初期 m 値と伸びの間には相関性はみられないが、破断時に近い時点での m 値 (最小 m 値) と伸びの間には良い相関関係がみられることを指摘している。

次に析出物に関して HUMPHRIES ら²⁵⁾は、その存在が超塑性変形中にボイドの核になることを指摘しており、また STEWART¹²⁾は、Nb あるいは V 添加した低炭素鋼について、析出物の形態によつては早期破断が起こり、このことは粒界すべり中に Nb 炭化物や V 炭化物がクラックの核となり粒界破壊をひき起こすことによるとしているが、これらはいずれも熱間圧延中に生成された比較的粗大な炭化物の場合と考えられる。本研究で採用した加工熱処理方法の場合、 γ 中での Nb 炭化物あるいは炭窒化物の平衡濃度積²⁶⁾²⁷⁾から考えて、1250°C での溶体化処理で KNb 材中の Nb は完全に固溶し、Table 2 に示したように A_3 点直上の温度 (γ 域の下限) でほとんど析出している。したがつてこれらの析出物はきわめて微細であり、ほぼ均一に分布しているものと想定される。そのために粒界すべりを阻害し、クラックの核となるような効果は少なく、結晶粒成長抑制効果の方が優先したものと判断される。また、Nb 炭化物 (あるいは炭窒化物) の析出硬化に伴う粒内すべり抑制効果にもとづいて、超塑性流動にとつて重要な粒界すべりが相対的に優先することも考え得るが、これらについてはさらに詳細な検討を要する。

4. 結 言

微量の Nb を含む HSLA 鋼と比較材としての低炭素鋼について、加工熱処理により γ 結晶粒を超微細化し、これらの材料について ($\alpha + \gamma$) 2 相域の種々の温度、種々の初期ひずみ速度での引張りによる伸びならびにひずみ速度感受性指数を求め超塑性変形挙動を検討した結果、次のごとき結論を得た。

1) いずれの鋼も ($\alpha + \gamma$) 2 相域の中間の温度、すなわち α 相と γ 相の体積率がほぼ等しくなる温度範囲で、最大のひずみ速度感受性指数 (Nb 添加鋼の場合は 0.6 以上、炭素鋼の場合は、0.5 以上) を示し、Nb 添加鋼の場合は約 700%、炭素鋼の場合は約 600% の大きな伸びを示した。

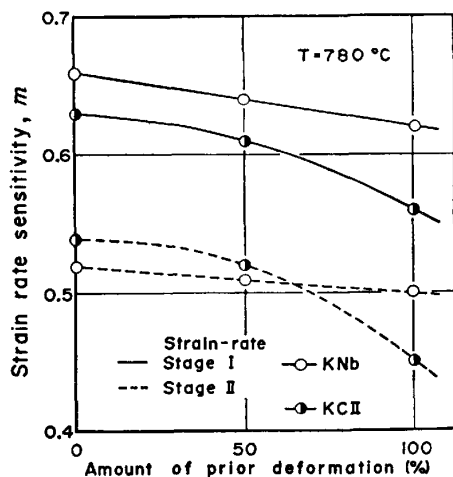


Fig. 8. Changes of strain rate sensitivity, m , as a function of amount of prior deformation (initial strain rate; $5 \times 10^{-3}/\text{min}$) at 780°C.

2) 微量 Nb を添加した試料は, Nb を含まない試料と比較して, 全般に, よりすぐれた超塑性を示し, その原因は γ 低温域で均一に微細析出した Nb 炭化物 (あるいは炭窒化物) の存在による超塑性変形中の結晶粒成長抑制効果によるものと推察された.

3) 初期ひずみ速度 $5 \times 10^{-3}/\text{min}$ での引張変形での変形応力は最低 $1.5 \text{ kgf}/\text{mm}^2$ という注目すべき低い値を示し, また, 工業的に可能な実用変形速度に近いと考えられる初期ひずみ速度 $5 \times 10^{-1}/\text{min}$ での引張変形で 200~300% の比較的大きな伸びを示した.

終わりに, 本研究における不溶性 Nb 量の態別定量は (株) 神戸製鋼所中央研究所, 宮本醇氏に依頼して行つていただいた. 厚く感謝の意を表する. また本研究は文部省科学研究費補助金によつて行つた. ここに記して謝意を表する.

文 献

- 1) 和泉 修: 日本金属学会会報, 16 (1977), p. 335
- 2) O. D. SHERBY, R. D. CALIGIURI, E. S. KAYALI and R. A. WHITE: Proc. the Twenty-Fifth Sagamore Army Materials Research Conference, ed. by J. J. BURKE, R. MEHRABIAN and V. WEISS (1981), p. 133 [Plenum Press, New York]
- 3) J. W. EDINGTON, K. N. MELTON and C. P. CUTLER: Progress in Materials Science 21, No. 2, ed. by B. CHALMERS, J. W. CHRISTIAN and T. B. MASSALSKI (1976), p. 65 [Pergamon Press]
- 4) N. E. PATON and C. H. HAMILTON: Proc. a Symposium Sponsored by the Shaping and Forming Committee and the Titanium Committee of The Metallurgical Society of AIME (1982), p. 257 [The Metallurgical Society of AIME]
- 5) W. B. MORRISON: Trans. ASM, 61 (1968), p. 423
- 6) H. W. SCHADLER: Trans. Metall. Soc. AIME, 242 (1968), p. 1281
- 7) A. R. MARDER: Trans. Metall. Soc. AIME, 245 (1969), p. 1337
- 8) G. R. YODER and V. WEISS: Metall. Trans., 3 (1972), p. 675
- 9) 平野敏幸, 山口正治, 三崎晴夫, 山根寿己: 日本金属学会誌, 38 (1974), p. 385
- 10) 平野敏幸, 山口正治, 山根寿己: 日本金属学会誌, 38 (1974), p. 703
- 11) 小林 勝, 鎌田充也, 竹岡健治: 塑性と加工, 16 (1975), p. 921
- 12) M. J. STEWART: Metall. Trans., 7A (1976), p. 399
- 13) B. WALSER and O. D. SHERBY: Metall. Trans., 10A (1979), p. 1461
- 14) M. OKADE, M. TOKIZANE and O. D. SHERBY: Trans. ISIJ, 22 (1982), p. 143
- 15) M. TOKIZANE, N. MATSUMURA, K. TSUZAKI, T. MAKI and I. TAMURA: Metall. Trans., 13 A (1982), p. 1379
- 16) 時実正治, 松村直己: 鉄と鋼, 67 (1981), S 1156
- 17) 松村直己, 時実正治: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 246
- 18) F. S. LE PERA: J. Met., 32 (1980), p. 38
- 19) R. A. GRANGE: Trans. ASM, 59 (1966), p. 26
- 20) 成田貴一: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 2119
- 21) 高山武盛, 魏 明鏞, 西沢泰二: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1016
- 22) W. B. MORRISON: Trans. Metall. Soc. AIME, 242 (1968), p. 2221
- 23) D. H. AVERY and W. A. BACKOFEN: Trans. ASM, 58 (1965), p. 551
- 24) D. A. WOODFORD: Trans. ASM, 62 (1969), p. 291
- 25) C. W. HUMPHRIES and N. RIDLEY: J. Mat. Sci., 9 (1974), p. 1429
- 26) 盛 利貞, 時実正治, 山口 紘, 角南英八郎, 中嶋由行: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 763
- 27) K. J. IRVINE, F. B. PICKERING and T. GLADMAN: JISI, 205 (1967), p. 161