

© 1991 ISIJ

論 文

中炭素低合金鋼の変態挙動に及ぼす引張応力
付加の効果金築 裕*・戒田 収*²・鹿磯正人*³・勝亦正昭*Effect of Applied Tensile Stress on the Transformation Behavior of
Medium Carbon Low Alloy Steels

Yutaka KANETSUKI, Osamu KAIDA, Masato KAISO and Masaaki KATSUMATA

Synopsis:

In order to accelerate the ferrite-pearlite transformation of medium carbon low alloy steel bars, the possibility of controlling the transformation behavior by application of the tensile stress during cooling after rolling was investigated. Tensile stress was applied by controlling the strain rate considering the stress drop due to relaxation. It was found that acceleration of ferrite transformation was occurred by developed method. This results proved this method to be effective for softening the rolled bars. Furthermore, increase of uniform elongation up to about 60% occurred in the case of straining during transformation. Discussion was focussed on the role of the applied stress and it was concluded that applied stress increased the internal stress of the austenite and resulted in the increased nucleation rate of ferrite transformation.

Key words: medium carbon low alloy steel; tensile stress; CCT diagram; ferrite transformation; formability.

1. 緒 言

制御圧延, 制御冷却技術は高強度高靱性の鋼板の製造プロセスとして活用されてきており, 最近ではさらに広範囲な鋼材において, 種々の特性の改善の手段として検討が進められている。例えば, 線材, 棒鋼の圧延工程ではこれまで圧延後の制御冷却が主体であったが, 制御圧延を組み合わせるにより, 冷間での加工性の改善を狙った軟質組織の棒鋼の製造が検討されてきている。著者らは中炭素鋼の球状化処理の簡略化のための前組織の調整に対して制御圧延, 制御冷却技術の適用が効果があることを報告した¹⁾。すなわち, 制御圧延, 制御冷却によりフェライト・パーライト組織を微細にすることが可能であり, 微細化したフェライト・パーライト組織の場合, 球状化処理時間を簡略化した場合でも良好な球状化組織が得られることを示した。

しかしながら, 焼入性の高められた低合金中炭素棒鋼においては圧延後の空冷においても硬いベイナイト組織となり加工性に難点がある。また球状化処理を施した場

合もフェライト・パーライト組織に比べ軟質な球状化組織が得られにくい。このため圧延後の組織としてフェライト・パーライト組織が望まれているが, この組織を得るためには圧延後の冷却速度を著しく遅くするか, またはフェライト・パーライト変態を促進させる必要がある。後者の場合, その手段として圧延直後のオーステナイト粒度を微細にする方法, または未再結晶域で加工する方法があるが, 微細化したオーステナイト結晶粒を変態温度まで保持するためには急冷する必要がある。また, 後者の未再結晶域圧延では組織は著しく異方性化し, 冷間加工性の観点からは望ましくない。

そこで, 本研究では制御圧延に代えて変態促進効果が知られている引張応力を変態前に与え, 空冷の冷却速度で組織をフェライト・パーライト組織に制御する方法の可能性を検討した。変態は外部からの応力に影響をうけることは良く知られている。例えば, 圧力の場合はオーステナイトの安定化効果が知られている。これまでの研究により, 圧力下での平衡状態図, TTT 図, CCT 図が求められている^{2)~4)}。しかし圧力の付加は, 焼入性を改

平成2年4月本会講演大会にて発表 平成2年6月25日受付 (Received June 25, 1990)

* (株)神戸製鋼所鉄鋼技術研究所 工博 (Iron & Steel Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakinohama-cho Chuo-ku Kobe 651)

*² (株)神戸製鋼所神戸製鉄所 (Kobe Works, Kobe Steel, Ltd.)

*³ (株)神戸製鋼所鉄鋼技術研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of the steels used (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
SCM418	0.20	0.18	0.77	0.008	0.012	1.19	0.16	0.02
SCM435	0.36	0.20	0.77	0.008	0.012	1.05	0.17	0.01

善するためには有効であるが、変態を促進する目的には不適當である。一方、引張応力の場合には変態促進効果があることが知られている^{5)~7)}。たとえば、PORTERらは付加する応力には約 5 kgf/mm² のしきい値が存在しており、変態を促進するためにはしきい値以上の応力付加によって変態が促進されることを示している⁶⁾。しかしながら、ほとんどの研究が等温変態についての結果であり工業的に適用することが比較的容易な連続冷却変態に関してはほとんど明らかにされていない。

そこで本研究では変態直前でしきい値以上の十分な応力付加の方法を検討するとともに、変態挙動に及ぼす効果を明らかにすることを目的とした。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

Table 1 に供試鋼の化学成分を示す。供試鋼は機械構造用鋼として典型的な SCM418, SCM435 鋼である。直径 40 mm の圧延丸棒を直径 20 mm に熱間鍛造し、その後焼準を行った。

2.2 応力制御引張試験

引張応力の付加装置としてインストロンタイプの引張試験機を用いた。試験片は直径 6 mm, ゲージ長 30 mm とし、焼準後機械加工により製作した。試料の加熱および冷却速度の制御には、試験機に取り付けた赤外線加熱炉を用いた。SCM418 および SCM435 の試料をそれぞれ 880°C, 860°C で 1 min のオーステナイト化処理を行った後、連続冷却し、冷却中に引張試験機により引張応力を与えた。冷却速度は 240°C/min から 30°C/min の範囲で変化させた。Fig. 1 は本実験で用いた供試鋼の CCT 曲線を示している。オーステナイト化条件は引張試験の場合と同じ条件とした。図中に示した冷却速度が応力制御引張試験での冷却速度である。この冷却速度の範囲でフェライト、パーライト変態に及ぼす応力付加の効果を検討した。フェライト変態直前の温度、800°C で効果的な応力を付加するための予備的検討として 800°C 前後の一定温度でのオーステナイトの機械的性質をあらかじめ通常の引張試験（歪み速度 $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-4}$ /s）で求めた。通常行われる一定の歪み速度での引張試験に対し、3.1 節で述べる歪み速度を調整し温度に対して一定の応

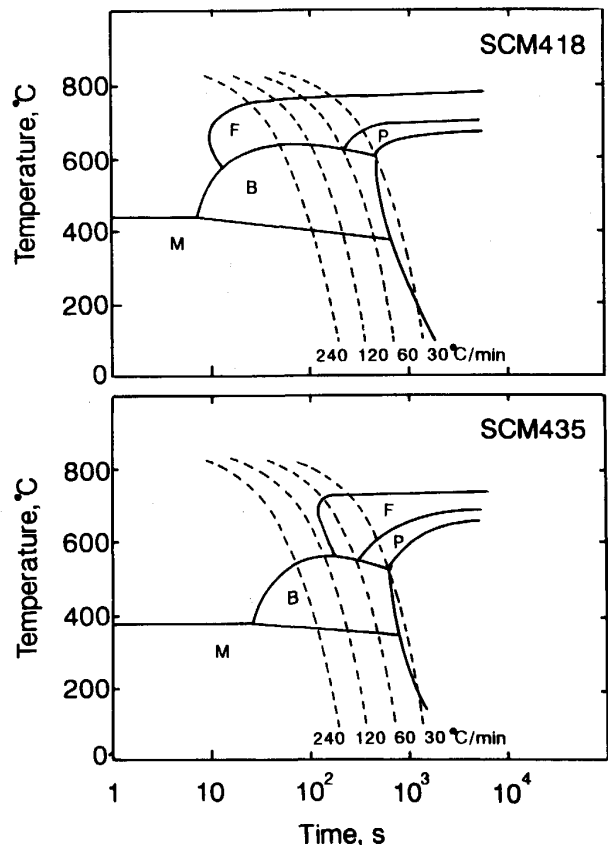


Fig. 1. CCT diagrams of the steels used. Cooling rate of stress controlled testing performed are shown in these diagrams.

力付加速度で変形を行った本方法を応力制御引張試験と呼び、通常の試験を歪み制御引張試験と呼び区別した。

3. 実験結果

3.1 熱間でのオーステナイトの機械的性質

試料に引張応力を与える方法として重錘を用いる方法が一般的であるが、連続冷却中では試料の強度が連続的に変化し特に高温側で低強度であるため一定荷重では高い応力を付与することは困難である。そこで連続冷却中の変態直前に引張応力を有効に付加する方法を次のように検討した。まず安定、および過冷オーステナイト状態での降伏応力、引張強さを測定した。また熱間では応力緩和が著しいことから、Fig. 2 の上部に示した方法、すなわちオーステナイト化の温度で 5% の塑性変形後クロスヘッドを止める方法により応力緩和挙動を求めた。すなわち、Fig. 2 は 5% の変形を与えたのち 60°C/min で冷却中の応力緩和挙動を示しているが、応力緩和は SCM418 鋼では 815°C, SCM435 鋼では 800°C までは急激に起こり、その後は応力緩和は起こらず冷却による収縮が上回ることがわかった。この温度を以下では SS

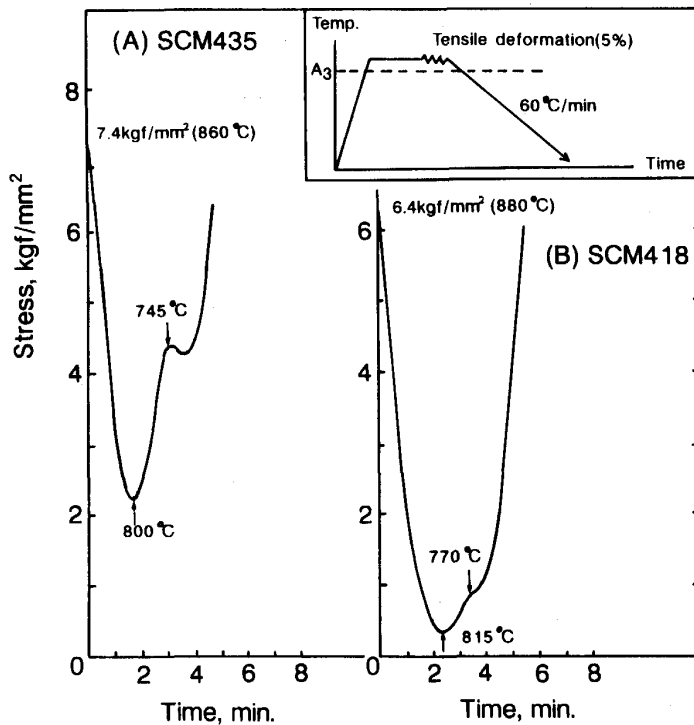


Fig. 2. Stress relaxation behavior of the steels used during continuous cooling.

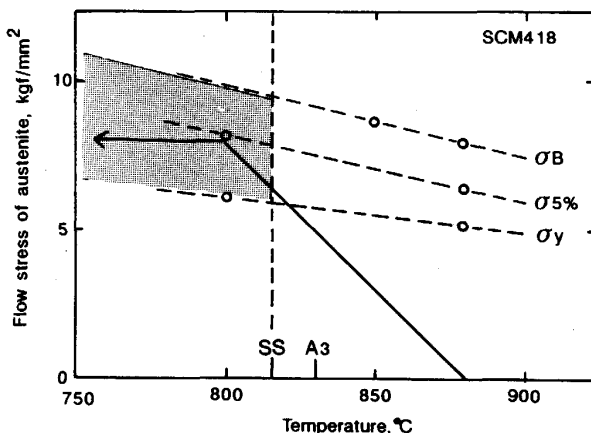


Fig. 3. Temperature dependence of yield and flow stress of austenite. Solid line indicates the path of loading during continuous cooling and hatched area shows the region without stress relaxation. SS temperature is shown in Fig. 2.

(Softening Stop) 点と呼ぶが、SS 点以下の冷却中、SCM418 鋼で 770°C、SCM435 鋼で 745°C に変曲点が認められた。これらの 2 番目の変曲点は、Fig. 1 のフェライト変態開始温度に対応していることから、フェライト変態時の体積変化によるものであると考えられる。

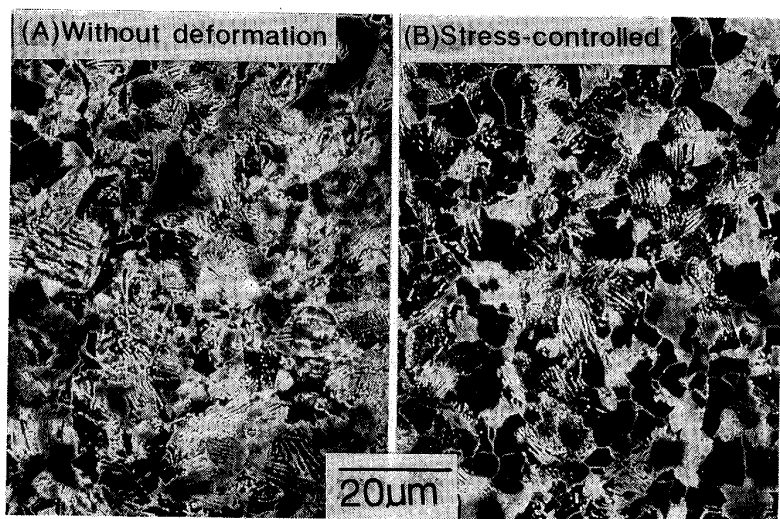
そこで、Fig. 3 に SCM418 鋼のオーステナイト状態での機械的性質と SS 温度の関係を示している。Fig. 2 の結果より SS 点 (815°C) 以下の温度では応力緩和が起こらないため、引張強さ近傍の応力 (約 10 kgf/mm²)

まで大きな塑性変形を伴わず付加できることがわかった。図中のハッチ部が本実験で検討した領域を示している。また図中の実線は冷却中の応力付加経路を示している。すなわち変態点まで塑性変形を与えないよう降伏応力以下で、また異なる冷却速度の場合も同一の経路になるよう温度に対して直線的に応力を付加した。その方法として、SS 点以上の応力緩和が大きい領域では緩和速度をやや上回る歪み速度で引張り、また温度の低下とともに変化する緩和速度に対応して歪み速度を段階的に変化させることにより対応した。

3.2 変態挙動に及ぼす応力制御引張の影響

Fig. 4 は応力制御引張試験の結果を応力と温度の関係で示している。図中の破線は Fig. 3 のハッチで示したしきい値 (5 kgf/mm²) 以上で変形が均一に起こる本実験の目標応力レベルを示している。また図中の引張速度は目標応力値に対応する引張速度であり、SS 温度以下の温度域では変化させず一定速度の引張変形である。

Fig. 4 (A), (B) はそれぞれ SCM418, SCM435 鋼のいずれも 120°C/min で連続冷却した場合の結果を示している。この冷却速度では Fig. 1 の CCT 図より明らかのように SCM418 鋼では冷却中にフェライト変態点を通る。Fig. 4 (A) において応力は変態点に対応する温度で変曲点を示し、その後再び増加する挙動がいずれの変形速度においても認められた。この挙動は LIEBAUT らが示している挙動と同じであり⁸⁾、明らかにフェライト変態によって起こったものである。一方、



SCM435 (240°C/min)

Photo. 1. SEM micrographs showing the effect of stress controlled tensile testing. Photo (A) shows the mixed microstructure of bainite and martensite obtained by cooling at 240°C/min without deformation. Photo (B) shows the change in microstructure due to application of stress controlled straining at 1×10^{-4} /s. Note that the ferrite grains are observed in Photo (B).

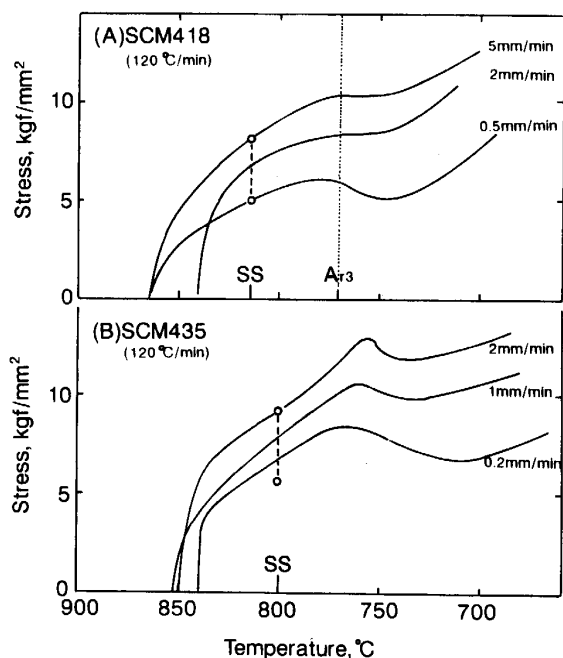


Fig. 4. Stress-temperature curves obtained by the stress controlled tensile testing. Broken lines at SS temperature show the stress range which were achieved by stress controlled straining.

SCM435 鋼においても同様の挙動が観察された。また、ここには示していないが 240°C/min でも同じ挙動が認められた。このことは SCM418 鋼とおなじようにフェライト変態が起こっていることを示唆している。Photo. 1 は SCM435 鋼の冷却後の組織を SEM (走査型電子顕微鏡) によって観察した結果を応力を付加しない場合と比較して示している。応力を付加しない場合 (A)、ベイナイトを主体とし一部マルテンサイトを含む組織であるのに対し、応力制御を行った場合 (B) はフェライト (黒く見える部分) 変態していることが認められた。

Photo. 2 にそれぞれの TEM (透過電子顕微鏡) 観察結果を示している。また両者の差異は次に示すように硬度からも確認された。これらの結果は Fig. 4 (B) の SCM435 鋼の応力低下も SCM418 鋼と同じくフェライト変態が誘起されたことによることを示している。

次に Fig. 4 に示した変形条件で引張変形を行い、その冷却途中の応力低下を示してから各温度で除荷し、そのときの塑性変形量と室温での硬さの関係を示したのが Fig. 5 である。SCM418 鋼では硬さはほぼ一定で変形量で示している除荷のタイミングの影響は認められなかった。これは SCM418 鋼では応力無付加でもフェライト変態が起こるため組織変化を伴わず硬度には変化がみとめられないと考えられる。しかしながら、SCM435 鋼では著しい軟化が約 1% で起こりそれ以上の変形量では軟化の変形量依存性は小さいことがわかった。軟化はフェライト変態が誘起されたことによることは Photo. 1 から明らかである。したがって、変態開始後の除荷はフェライト変態の進行に影響を与えず、変態直前の応力の有無が変態促進に大きく関与していると考えられる。

Fig. 6 は本実験結果を CCT 図で表現したもので、引張応力付加により矢印で示すようにフェライト変態が促進されることが考えられる。フェライト変態の後にパーライト変態が一部起こっていることは Photo. 1 で認められたが冷却曲線および Fig. 4 の応力・温度曲線からはパーライト変態の開始点の温度を分離できなかった。この点についてはさらに精密な測定が必要である。

3.3 フェライト変態と歪み速度の関係

3.2 節の SCM435 鋼の結果は、変態誘起に対しては 1% 以上の変形量は基本的には大きな役割を果たしてい

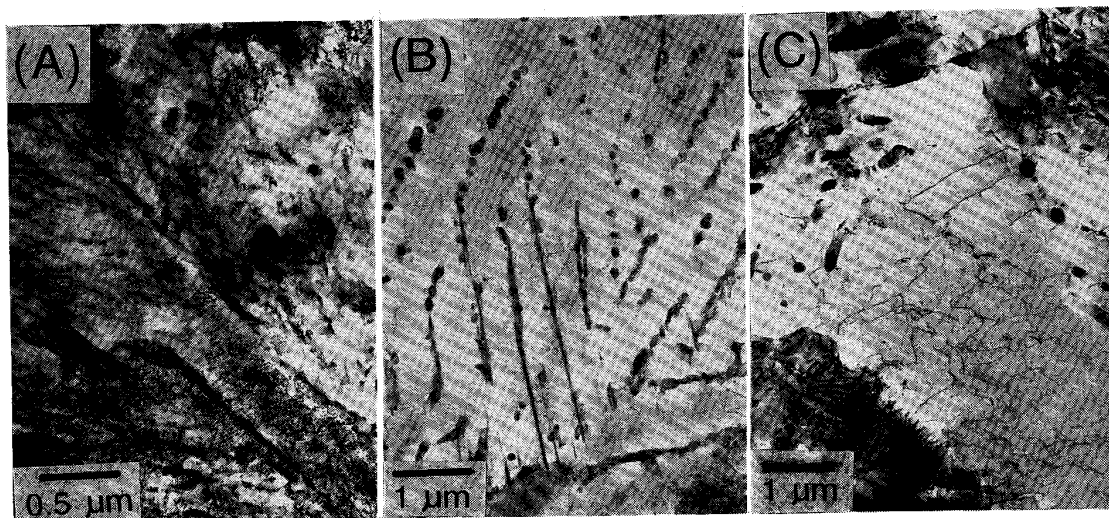


Photo. 2. TEM micrographs of martensite (A), bainite (B) and ferrite (C). Martensite and bainite were observed for specimen shown in Photo. 1(A), and ferrite was observed for specimen shown in Photo. 1(B).

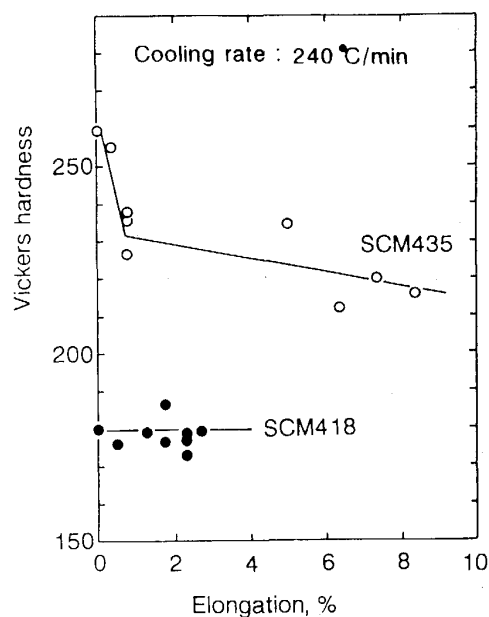


Fig. 5. Relation between the hardness and the elongation obtained by unloading at each period during stress controlled tensile testing. Cooling rate and strain rates after SS temperature were 240°C/min and $1 \times 10^{-4} \sim 1 \times 10^{-3}$ /s respectively.

ないことを示唆している。また、フェライト変態はフェライト変態開始前の応力レベルが 5 kgf/mm^2 以上では応力レベルには関係なく起こる。しかしながら、変態開始応力は歪み速度に大きく依存している。そこで歪み速度がさらに速くなった場合の検討を次に示す方法で行った。すなわち Fig. 4 に示した歪み速度以上では変態前

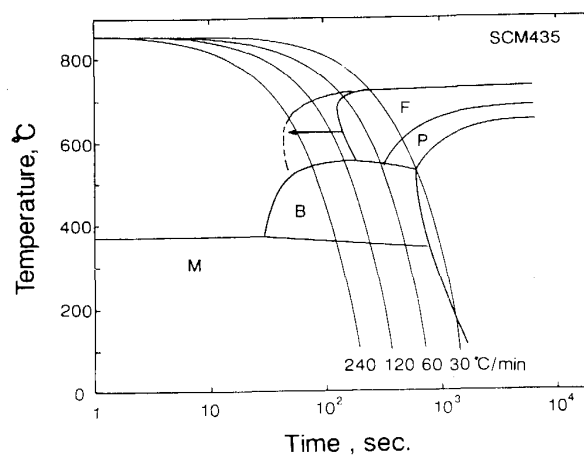


Fig. 6. Illustration of the effect of stress controlled tensile testing using CCT diagram. Arrow indicate the shift of the ferrite nose.

に試料が破断するため、歪み速度を変態直後に急変させる二段階に分けた。

Fig. 7 は SCM418 鋼について、まず 880°C から 780°C までを 30°C/min で冷却し、この間は応力制御を行い変態直前の応力を 10 kgf/mm^2 に調整した。このときの歪み速度は 2.6×10^{-3} /s である。その後は温度を 780°C 一定としその温度で引きつづいて引張変形した。その時の歪み速度を変えた場合の応力-歪み曲線を示している。

曲線 (a) は 780°C 以降も歪み速度を変えず変形を行った場合の結果を示している。応力は歪み量と共に単調に低下を示し、約 60% の変形量で応力は急激に低下し破断した。Photo. 3 は試験前および急激な応力低下

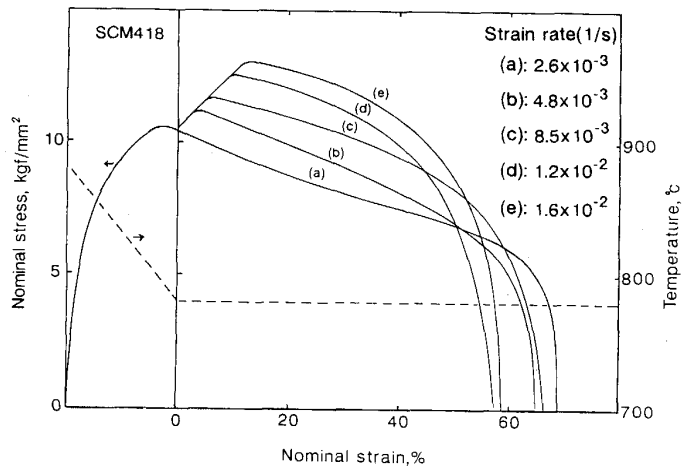
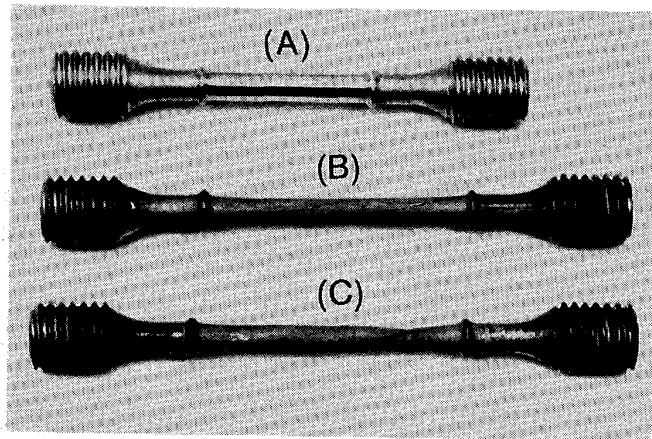


Fig. 7. Effect of the strain rate on the stress-strain curves at 780°C. Left part shows the initial stress controlled testing during continuous cooling at a cooling rate of 30°C/min from 880°C to 780°C.



(A) Before testing (B)(C) During the testing

Photo. 3. Change in testpiece. Testing condition is indicated in Fig. 7 (a).

を示す歪みの前後での試験片の形状変化を示したもので、約 60% の均一伸びを示し、破断前の急激な荷重低下がネッキングによるものであることがわかった。曲線 (b)~(e) は歪み速度を急変したことにより、再び応力ピークを示した後、単調に応力が低下する曲線 (a) と同様の挙動を示すとともに (a) の場合と同様に 50~60% の均一伸びを示した。比較のため 820°C (二相域) および 850°C (オーステナイト域) で加熱保持し引張変形を行った場合の均一伸びはそれぞれ 12% および 20% であり著しく異なった結果である。フェライト変態の開始はいずれも最初の応力のピークに対応しているが、終了点は検知できなかった。しかし歪み速度が速くなるにつれて破断までの時間は短時間になるが、ほぼ同程度の伸びを示していることから、変態が変形と同期していることを示唆している。

Fig. 8 はピーク応力と歪み速度の関係を示しているが、直線関係が認められると共に、その傾きから得られた m 値は 0.18 である。低炭素鋼で求められている値

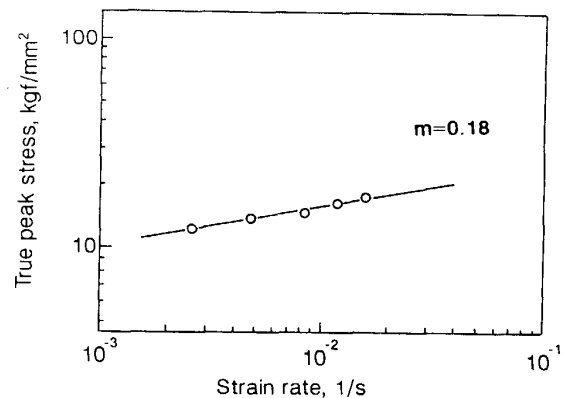


Fig. 8. Relation between the true peak stress and the strain rate shown in Fig. 7.

は 900°C で 0.11, 1200°C で 0.18 であり⁹⁾、後者と同じ高い値である。

Photo. 4 (B) は応力を付加しない場合 (A) と比較して示した SCM418 鋼の組織変化を示している。応力付加により、フェライト粒が等軸で、かつ著しく微細化し粒界は湾曲していることが認められた。Photo. 5 はさらに TEM で観察した結果で微細フェライト粒を示している。粒内の転位密度は小さい。試料は破断後は空冷しており変形直後の組織を凍結していない可能性があるが、結晶粒は微細である、これらの結果はフェライト変態の核生成、粒成長が塑性変形に大きな役割を果たすとともに微細化した組織の効果も併せて大きな均一伸びを示したものと考えられる。

4. 考 察

本研究結果として、連続冷却中に応力制御引張を施すことにより変態前に 5 kgf/mm² 以上の応力を付与することが可能で、またその効果としてフェライト変態が著しく促進されることがわかった。以下この点について考

(A) Without deformation (B) Stress-controlled

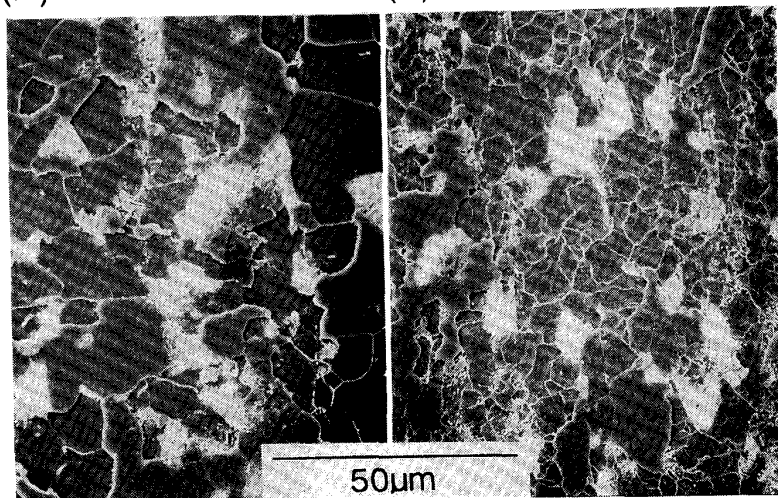


Photo. 4. SEM micrographs showing the microstructural change by stress controlled tensile testing shown in Fig. 7.



Photo. 5. TEM micrograph showing the fine ferrite grains obtained by stress controlled tensile testing of steel SCM418 shown in Fig. 7 (a).

察する。

フェライト変態促進効果については、これまで制御圧延によるもの、応力付加によるものが報告されている。中炭素鋼における制御圧延の効果については KASPER らによって検討がなされ CCT 図の変化を求めている¹⁰⁾。その結果フェライト変態が熱間加工温度の低下とともに、すなわちオーステナイトを未再結晶域で加工した場合に著しく促進されることを示している。また動的再結晶後 10°C/s 以上で冷却することによりフェライト変態が促進される効果が顕著になることを著者らは既に報告している¹⁾。これらの原因として、オーステナイト粒の微細化による核生成サイトの増加、および残留歪みの二つの効果によるものと考えられている。核生成サイトと

して梅本らはオーステナイト粒界に加えて双晶境界、粒内の転位等が作用するとしている¹¹⁾。しかし熱間加工により導入されたこれらの欠陥は急冷では保持できるが比較的遅い連続冷却中には変化すると考えられ、また変態直前の内部組織とフェライト変態の核生成との関係の詳細は明らかになっていない。しかしながら、本実験では変態直前までの塑性変形量は約 1% とオーステナイトが動的再結晶するためには小さいことから¹²⁾、変態直前までオーステナイト粒度は変化していないと考えられ、本結果であるフェライト変態促進効果における粒界、双晶境界等の核生成サイトの増加の影響は小さいものと考えられる。

一方変態までの塑性変形の効果について既に報告がなされているが 10% 程度までは歪み量とともに変態までの潜伏期間が直線的に減少することが認められている⁷⁾。しかしながら本実験ではフェライト変態の変形量との関係はこれまでの報告の結果とは異なっており、Fig. 5 の結果は 1% のわずかな変形量 (SS 温度から変態までは 0.2% 程度) でも既に効果が認められている。したがって、本実験の結果は、変態促進効果が変形量ではなく応力によってもたらされたものであることを示唆している。

応力の効果の具体的なメカニズムについて PORTER らは次のように考察している⁶⁾。すなわち、応力の付加により粒界に集積した転位によって粒界に応力集中が起こり核生成が促進されるとしている。したがって、変形後除荷を行う場合と異なり 5 kgf/mm² 以上の応力下ではわずかな歪みで変態の核生成に十分な応力集中が得られるためと考えられ、本実験結果についても PORTER らが示唆した機構によるものと推察される。

またフェライト変態が起こる温度で同時に変形した場合、組織が著しく微細化し大きな均一伸びを示した。このことはフェライト変態の核生成が応力下で継続して進行したことを示唆している。東らが Al 合金で動的再結晶による超塑性を報告しているが¹³⁾、本結果は変態によって超塑性に近い変形が起こっているものと推察される。またこのように均一伸びが大きくネッキングを起こしにくい点は棒鋼にこの操作を施した場合局所的な変形を起こしにくいことを意味している。

5. 結 言

低合金中炭素鋼について連続冷却中に付加応力を制御した引張試験により、変態挙動を検討し次の結果が得られた。

(1) 応力付加によりフェライト変態が促進されることがわかった。

(2) フェライト変態が変形と同時に起こった場合、約 60% の均一伸びが得られた。

(1) の結果は内部応力が応力付加により高められフェライトの核生成が促進された結果によるもので、焼入性

の高い低合金中炭素棒鋼の軟質化に対して有効であると考えられる。

文 献

- 1) 金築 裕, 勝亦正昭, 澤田裕治: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 1178
- 2) T. G. NILAN: Trans. AIME, **239** (1967), p. 898
- 3) 藤田充苗, 鈴木正敏: 鉄と鋼, **57** (1971), p. 1676
- 4) Y. KANETSUKI, Y. HIRAI and R. OGAWA: ISIJ Int., **29** (1989), p. 687
- 5) G. L. KEHL and S. BHATTACHARYYA: Trans. Am. Soc. Met., **48** (1956), p. 234
- 6) L. F. PORTER and P. C. ROSENTHAL: Acta Metall., **7** (1959), p. 504
- 7) S. DENIS, E. GAUTIER, S. SJOSTROM and A. SIMON: Acta Metall., **35** (1987), p. 1621
- 8) Ch. LIEBAUT, E. GAUTIER and A. SIMON: Mem. Sci. Rev. Met., **85** (1988), p. 571
- 9) B. JAOUL: 金属の塑性 (1969), p. 513 [丸善]
- 10) R. KASPAR, W. KAPPELLNER and O. PAWELSKI: Z. Metallkd., **78** (1987), p. 569
- 11) M. UMEMOTO, H. OHTSUKA and I. TAMURA: Proceedings of International Conference on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals, Tokyo Japan (1988), p. 769 [Iron Steel Inst. Jpn.]
- 12) 徐 洲, 酒井 拓: 日本金属学会誌, **53** (1989), p. 1161
- 13) 東 健司: 軽金属, **39** (1989), p. 751