

低炭素低合金鋼のベイナイト変態における超塑性挙動

中島 宏興*・山本 重男*²・宮地 博文*²・古林 英一*²

Superplasticity of Low Carbon HSLA Steel during Bainite Transformation

Hirooki NAKAJIMA, Shigeo YAMAMOTO, Hirofumi MIYAJI and Ei-ichi FURUBAYASHI

Synopsis : Transformation plasticity related to the bainitic transformation during continuous cooling with applied stress up to 190MPa in a low carbon HSLA steel was studied. The effect of superplastic deformation on microstructure and tensile properties was also examined. The obtained results are as follows :

(1) B_s and bainite transformation range were shifted to a higher temperature with increasing of applied stress above about 60MPa.

(2) Bainitic structure consisted of lath-like bainitic ferrite and granular bainitic ferrite. An increase of applied stress decreased the former and the structure at 190MPa of applied stress was almost granular.

(3) For stresses above about 50MPa superplastic strain was greater than linear function of applied stress.

(4) Superplastic deforming in the bainite transformation did not change the tensile properties in tests at room temperature and -196°C .

Key words : high strength low alloy steel ; thermo-mechanical treatment ; bainite transformation ; superplasticity ; microstructure ; tensile properties.

1. 緒言

応力を負荷した状態で相変態域を加熱あるいは冷却したときに現れる超塑性現象は変態超塑性と呼ばれ、微細結晶粒超塑性に比べると研究が少ない¹⁾。相変態の種類についてみると、フェライト・パーライト変態に関するものが多く^{2)~10)}、マルテンサイト変態については負荷応力の大きい変態誘起塑性 (TRIP)¹¹⁾を含めてかなりの研究がなされている^{12)~16)}。一方、ベイナイト変態については報告が少ない^{12)~14)}。

最近、低炭素のベイナイトあるいはマルテンサイトが変態したままで比較的高い強度と優れた靱性を有することを利用して、非調質型の低合金高強度鋼 (HSLA鋼) の開発が進められている。この種のHSLA鋼では広範囲の冷却速度でベイナイト変態が起こるものが多い¹⁷⁾。本研究ではMn-Cr-Mo系のHSLA鋼を用いて、連続冷却によるベイナイト変態における超塑性挙動、超塑性変形による組織および機械的性質の変化について検討した。

2. 実験方法

供試鋼の化学組成をTable 1に示す。この鋼は広範囲の冷却速度でベイナイト変態が起こり、冷却後の組織はベイナイトとMA-constituentが主体となる。

Table 1. Chemical compositions of steel (mass%).

C	Si	Mn	Cr	Mo	Nb	Ti	B	N
0.11	0.20	2.05	1.02	0.31	0.0027	0.020	0.0017	0.0019

超塑性変形用の試験片は、直径10mm、標点長さ40mmの中実丸棒で、標点位置に伸び測定用の突起をつけた。応力の負荷は引張方式とし、冷却過程において試験片温度が650~600°Cに達したときに負荷を開始し、ベイナイト変態開始前の約570°Cで終了するように調整した。応力の除荷はベイナイト変態終了後の300°Cで行った。

熱サイクルは20°C/minの速度で加熱し、900°Cで5 minのオーステナイト化後、空冷 (800~500°Cの冷却速度は1.5°C/s) した。Ac₁は740°C、Ac₃は850°Cであった。伸びはデジタルリニアゲージを用いて測定し、温度は試験片表面部に溶接したPR熱電対によって測定した。熱サイクル中は試験片周囲にArガスを流すことによって酸化・脱炭の抑制をはかった。

応力を負荷した状態で測定されるベイナイト変態温度域における伸びには超塑性ひずみのほかに、相変態による体積変化と熱膨張によるひずみが含まれている。後者のひずみは無応力下のひずみに相当するので、応力下で測定される伸びから無応力下の伸びを差し引くことによって超塑性ひずみを求めた。

平成5年3月30日受付 平成5年9月10日受理 (Received on Mar. 30, 1993; Accepted on Sep. 10, 1993)

* 金属材料技術研究所 (現: 法政大学) (National Research Institute for Metals, now Hosei University, 3-7-2 Kajino-cho Koganei 184)

*² 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals)

上記の熱サイクルを3回繰り返して与えた後に引張試験および組織観察を行った。引張試験は直径6mm, 平行部長さ30mmの試験片を用いて, 引張速度 3.3×10^{-2} /minで室温および液体窒素中で行った。組織観察は2%ナイトールで腐食し, 光顕および走査型電顕によって行った。

3. 実験結果および考察

3・1 ベイナイト変態挙動に及ぼす負荷応力の影響

Fig. 1に応力を負荷しない場合および負荷したときの冷却過程における伸び-温度曲線の例を示す。応力負荷直後に伸びが現れるが, これはオーステナイト(以下 γ)相における弾性変形と塑性変形によるものである。その量は負荷応力の増加とともに増大するが, 本実験の190MPa以下では, この変形は試験片温度がベイナイト変態開始温度(以下 B_s)に達する前に終了した。これは γ 相の加工硬化と温度低下による強度上昇によるためと考えられる。このときに生じた伸びのうちの塑性ひずみ分を負荷応力に対してプロットする

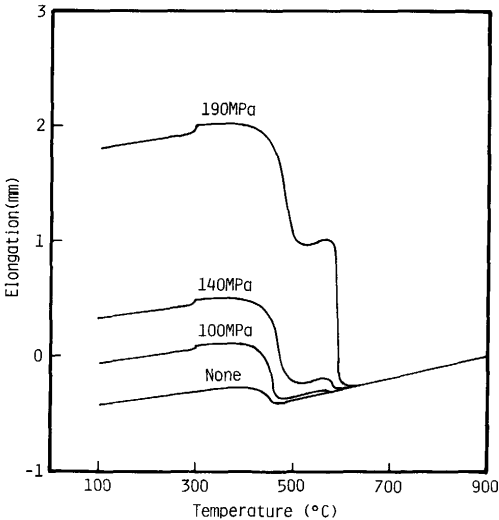


Fig. 1. Typical elongation-temperature curves in air cooling from 900°C. Applied stresses are shown on the curves.

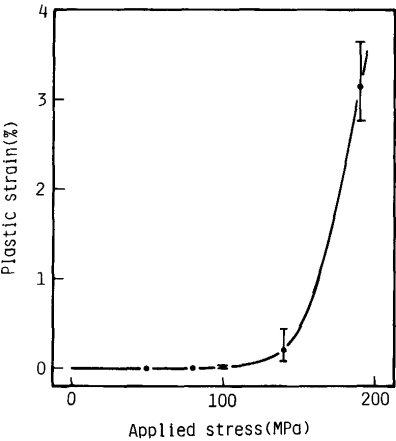


Fig. 2. Effect of applied stress on the plastic strain in austenite phase at about 570°C.

と, Fig. 2 のようになる。約100MPaで塑性変形が生じ始め, それは負荷応力の増加によって急激に増大することがわかる。

B_s に及ぼす負荷応力の影響をFig. 3に示す。 B_s は50MPaでは応力負荷の影響を受けないが, 80MPa以上では負荷応力の増加とともに上昇し, しきい応力値は降伏点よりも低い60MPa付近にあると思われる。さらに, Fig. 4に示すように, 負荷応力の増加は B_s のみならず変態温度域全体をも高温側へ移行させる。等温ベイナイト変態が応力の負荷によって促進されることはすでに報告されている¹²⁾¹⁴⁾¹⁸⁾¹⁹⁾。連続冷却変態では促進現象が変態域の高温側への移行として現れたと考えられる。

ベイナイト変態促進のしきい応力値については, 等温変態の場合, Porterら¹²⁾は共析炭素鋼において41~55MPaであり, この値は降伏点(0.2%耐力で144~192MPa)よりかなり低いことを報告している。一方, 梅本ら¹⁸⁾はNi-Cr鋼における等温ベイナイト変態の促進は, 負荷応力が降伏点を超えると顕著になることを報告している。

190MPaの応力を負荷した後, ベイナイト変態が始まる直前に(約520°C)この応力を除いた場合のベイナイト変態挙動は, 無負荷の場合と同様であった。このことは, 上述のベイナイト変態の促進は応力が負荷された状態で生じた現象

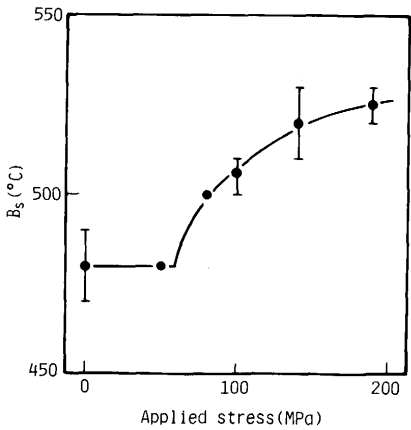


Fig. 3. Effect of applied stress on B_s temperature.

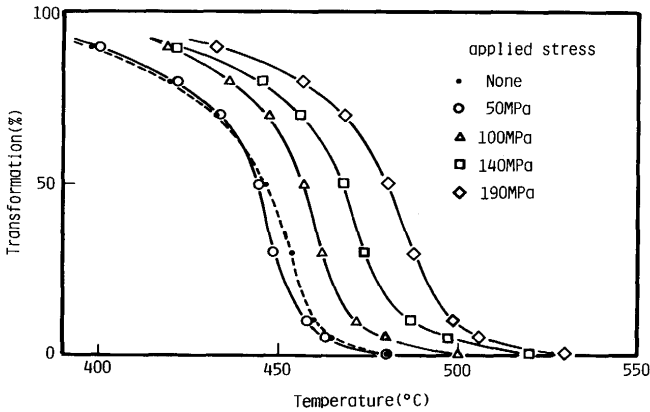


Fig. 4. Effect of applied stress on the bainite transformation.

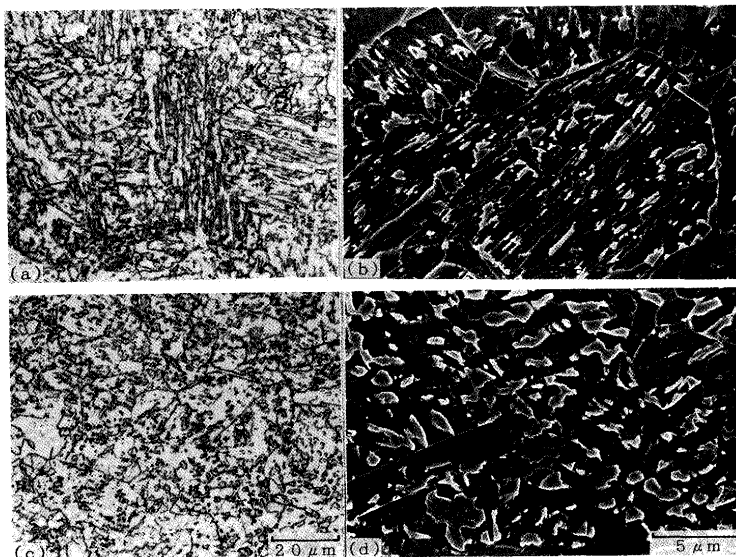


Fig. 5. Optical and SEM micrographs of bainitic structure. Applied stresses are zero (a, b) and 190 MPa (c, d).

であることを示している。

ベイナイト組織の光顕およびSEM写真をFig. 5に示す。応力無負荷の場合にはラス状のbainitic ferriteと粒状のbainitic ferriteとの混合からなるが、負荷応力の増加とともに前者の割合が減少し後者が増加した。そして、190 MPaではほとんど後者のみの組織となった。

bainitic ferriteの境界に生成するMA-constituentにもこれに対応した形態変化が認められた。このような組織変化は一般に冷却速度の減少とともに起こることが報告されている^{3,17,20}、同一冷却速度でも変態温度域の上昇が同様な効果をもたらしたと考えられる。

3・2 変態超塑性ひずみに及ぼす負荷応力の影響

変態超塑性ひずみと負荷応力の関係をFig. 6に示す。図中のひずみ値は繰り返した3回の熱サイクルにおける平均値すなわち1サイクル当たりの超塑性ひずみ量である。サイクル回の増加とともに生じる試験片断面積の減少に対応して、負荷荷重を減少させることによって回毎の応力が同一になるようにしたが、サイクル毎の超塑性ひずみはサイクル回の増加とともに若干の増大傾向を示した。ただし、その程度は試験片毎のばらつき（図中のひずみ値の範囲）よりも小さい程度であった。なお、従来の研究では、熱サイ

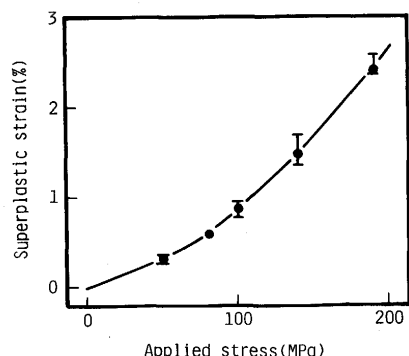


Fig. 6. Effect of applied stress on the strain with superplasticity during bainitic transformation.

クルを繰り返した場合の累積ひずみ量は、繰り返しサイクル数に対して直線的に増加することが報告されている^{13)~15)}。

超塑性ひずみは負荷応力の増加とともに増大するが、その割合は比例関係をかなり超えている。変態超塑性ではある限界応力値まではひずみ量と負荷応力との間に線形則が成立することが知られている^{2)~7,9)12)}。井口ら⁷⁾は線形則の成立する限界応力値は材質の強度に関係するとし、例えばS20Cのフェライト・パーライト変態では6 MPaのせん断応力値を報告している。Porterら¹²⁾は共析炭素鋼の等温ベイナイト変態において、371°Cで210 MPa、316~260°Cで320 MPa以上であることを報告している。本実験鋼の限界応力値は50 MPaあるいはそれ以下にあると思われる、Porterらの報告値よりもかなり低い、これは本実験鋼のベイナイト変態域の温度が高いためと考えられる。

本実験の冷却速度は1.5°C/s(800~500°C)とかなり速いが、超塑性ひずみとして測定されたひずみ値の中にクリープひずみが含まれているかどうかについて検討した。ベイナイト変態温度域では変態の進行のために、等温保持あるいは連続冷却のいずれにおいてもクリープ速度の測定が困難である。そこで、 γ 相、ベイナイト相のそれぞれについて連続冷却におけるクリープ速度を別々に測定し、ベイナイト変態温度域では両者の混合則が成立すると仮定して、両者の値からベイナイト変態温度域のクリープ速度を求めることにした。

まず、 γ 相については応力を負荷した状態での冷却過程において、560°Cから520°Cまでの40°C間で生じたひずみをその間の冷却時間で除した値を平均クリープ速度とした。負荷応力190 MPaの場合、4試料の測定値は $1.7 \times 10^{-3} \sim 1.9 \times 10^{-3} \%$ /minの範囲にあり、平均値は $0.5 \times 10^{-3} \%$ /minであった。従って、ベイナイト変態温度域はこの温度区間よりもさらに低温であることを考慮すれば、 γ 相におけるクリープは無視できると考えられる。次に、ベイナイト相のクリープについては、応力を負荷した状態で5°C/minの速度で

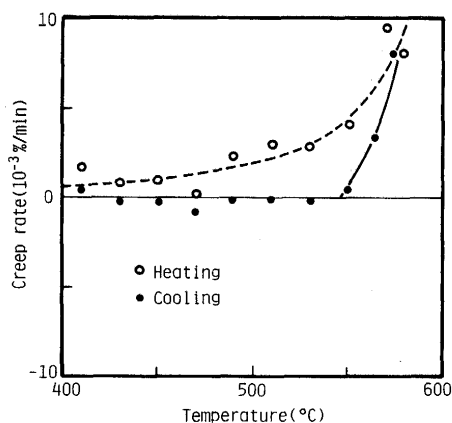


Fig. 7. Creep rate of bainite during continuous heating and cooling at the applied stress of 190MPa.

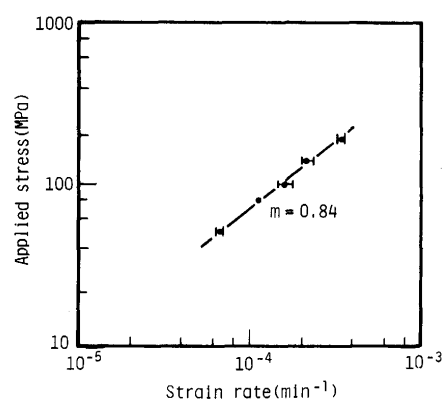


Fig. 8. Relation between applied stress and strain rate in bainitic transformation.

580°Cまで加熱・冷却しながらそれぞれの20°C間で生じたひずみをその間に要した時間で除した値をもってその温度区間の平均クリープ速度とした。負荷応力190MPaの結果をFig. 7に示す。加熱過程では400°Cから若干のクリープが生じ、580°Cでは10⁻²%/minに近い値に達する。しかし、冷却過程では温度低下とともにクリープ速度は急激に減少し、550°C以下では0になる。従って、ベイナイト相についてもベイナイト変態温度区間ではクリープは無視できると考えられる。これらの結果から、Fig. 6において超塑性ひずみとして

示した値には、クリープひずみは含まれていないと考えられる。

超塑性変形の一特性の一つとして、負荷応力 σ とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ との関係式 $\sigma = K\dot{\epsilon}^m$ において、ひずみ速度感受性指数 m が0.3以上となることがあげられる¹⁾。負荷応力とひずみ速度の関係をFig. 8に示す。ひずみ速度はベイナイト変態中に生じたひずみをその間の冷却に要した時間で除した平均値を用いた。本実験の応力範囲では直線関係が成立し、曲線の勾配より求めた m 値は0.84であった。変態超塑性変形における m 値は低応力では1に近い値をとり、高応力では1より小さくなること^{6)~8)21)22)}、クリープひずみが含まれると m 値は小さくなること⁸⁾が報告されている。本実験では前述のようにクリープひずみは含まれていなかったため、 m 値が1より低い主な原因は負荷応力が高いことにあると考えられる。

ベイナイト変態による超塑性ひずみと他の変態によるそれとの比較をTable 2に示す。その際、超塑性ひずみはFig. 6にも示したように、負荷応力が高くなると比例関係を越えて増大するので、ひずみ量と応力との間に直線関係が成立する範囲において比較した。各変態ともに鋼種や測定者による変動が大きく、超塑性ひずみ量と変態の種類との関

Table 2. Superplastic strain during continuous cooling transformation under tensile stress.

transformation*	steel	transformation strain (10 ⁻³ %/MPa)	max. of applied stress (MPa)	reference
A→F+P	SCM 415	5.8	20	8
A→F+P	AISI 1018	12	17	4
A→F+P	AISI 1045	13	17	4
A→P	AISI 1095	8.7	17	4
A→P	AISI 52100	8.7	17	4
A→P	0.9%C steel	4.6	54	12
A→B	0.1%C low alloy steel	6.2	50	present work
A→M	0.9%C steel	7.3	140	12
A→M	15%Ni-Fe alloy	6.6	150	15
A→M	33%Ni-Fe alloy	10	150	15
A→M	20%Ni-Fe alloy	21	80	16

* A: austenite F: ferrite P: pearlite B: bainite M: martensite

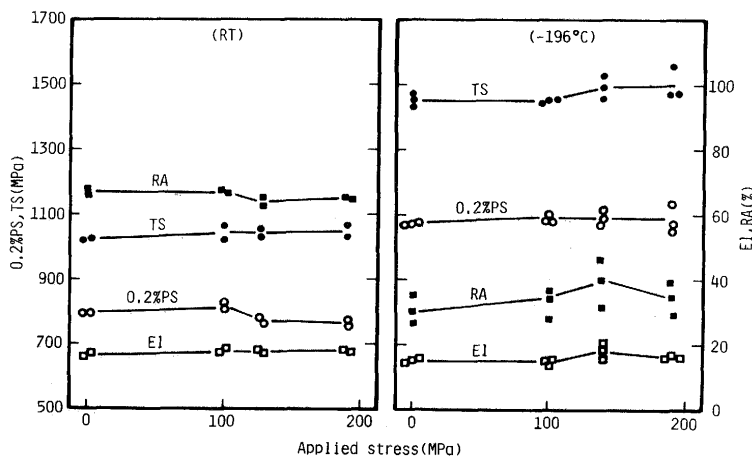


Fig. 9. Tensile properties of steel tested after superplastic deforming during bainitic transformation. Temperature cycle was repeated 3 times. 0.2%PS: 0.2% proof stress, TS: tensile strength, EI: elongation, RA: reduction of area.

係を明確にすることは困難であった。この問題は今後の研究課題の一つであると考えられる。

3・3 変態超塑性変形後の引張性質

100~190MPaの応力を負荷した超塑性変形を3回繰り返して与えた後の室温および-196°Cにおける引張性質を、無負荷の場合と比較してFig. 9に示す。室温における引張性質は超塑性変形の付与によって変化しなかった。-196°Cにおいては室温に比べて強度の上昇と絞りの低下が生じたが、超塑性変形付与の影響は同様にほとんど認められなかった。超塑性変形によって組織に変化が生じることは前述したとおりであるが、この程度の変化は引張性質に影響を及ぼすに至らなかったと考えられる。

4. 結言

低炭素低合金鋼の連続冷却によるベイナイト変態における超塑性挙動について検討した。

(1) B_s およびベイナイト変態温度域は、負荷応力が約60MPaを超えると負荷応力の増加とともに高温側へ移行した。

(2) ベイナイト組織は応力を負荷しない場合にはラス状のbainitic ferriteと粒状のbainitic ferriteの混合であったが、負荷応力の増加とともに前者の割合が減少し、後者が増加した。そして、負荷応力190MPaではほとんど後者のみの組織になった。

(3) 変態超塑性ひずみは負荷応力の増加とともに増大したが、約50MPa以上では比例関係を超えて増大した。

(4) ベイナイト変態による超塑性変形を与えた後の引張性質には、室温、-196°Cともにその影響が認められなかった。

文 献

- 1) 超塑性と金属加工技術(超塑性研究会編), (1980), p.73[日刊工業新聞社]
- 2) M. de Jong and G. W. Rathenau: Acta Metall., **7**(1959), p.246
- 3) M. de Jong and G. W. Rathenau: Acta Metall., **9**(1961), p.714
- 4) D. Oelschlägel and V. Weiss: Trans. ASM, **59**(1966), p.143
- 5) F. W. Clinard and O. D. Sherby: Acta Metall., **12**(1964), p.911
- 6) 井口信洋, 岡 良樹, 早乙女康典: 日本金属学会誌, **38**(1974), p.725
- 7) 井口信洋, 岡 良樹, 早乙女康典: 日本金属学会誌, **39**(1975), p.357
- 8) 野崎春男, 西川幸男, 植杉雄二, 岡田俊治, 田村今男: 塑性と加工, **25**(1984), p.381
- 9) 田中雄一, 井川克也: 日本金属学会誌, **37**(1973), p.321
- 10) 武井英雄, 中佐啓治郎: 日本金属学会誌, **35**(1971), p.1063
- 11) 例えば, 田村今男, 牧 正志, 波戸 浩: 日本金属学会誌, **33**(1969), p.1376
- 12) L. F. Porter and P. G. Rosenthal: Acta Metall., **7**(1959), p.504
- 13) 山本一道, 林 進, 三輪敬之, 井口信洋: 熱処理, **22**(1982), p.327
- 14) 山本一道, 林 進, 三輪敬之, 井口信洋: 熱処理, **23**(1983), p.187
- 15) R. A. Kot and V. Weiss: Metall. Trans., **1**(1970), p.2685
- 16) O. A. Ankara, A. S. Sastri and D. R. F. West: J Iron Steel Inst., **204**(1966), p.509
- 17) M. Katsumata, O. Ishiyama, T. Inoue and T. Tanaka: Mater. Trans. JIM, **32**(1991), p.715
- 18) 梅本 実, 坂東誠治, 田村今男: 日本金属学会秋期大会講演概要, (1985), p.256
- 19) S. Bhattacharyya and G. Kehl: Trans. ASM, **47**(1955), p.351
- 20) 鋼のベイナイト写真集-I (日本鉄鋼協会基礎研究会ベイナイト調査研究部会編), (1992), p.96, p.114
- 21) 野崎春男, 植杉雄二, 西川幸男, 田村今男: 日本金属学会誌, **49**(1985), p.260
- 22) O. D. Sherby and J. Wadsworth: Mater. Sci. Technol., **1**(1985), p.925