

## 技術資料

## Technical Data

# 肌焼鋼の塑性変形特性に及ぼす 球状化焼なまし条件の影響

針谷誠\*<sup>1</sup>, 森田敏之\*<sup>2</sup>

## Effect of Spheroidizing Annealing Condition on Plastic Deformability in Case-Hardening Steel

Makoto Haritani, Toshiyuki Morita

### Synopsis

Cold forging has been widely used for forming of automotive parts. In the cold forged parts, spheroidizing annealing (SA) is applied to the parts to obtain a high plastic deformability before the cold forging. In this paper, the effect of SA condition on the plastic deformability of case-hardening steels is investigated. The obtained results are as follows ;

- 1) When microstructure before SA was composed of ferrite-pearlite, hardness after SA is not changed by SA temperature. On the other hand, when microstructure was tempered martensite, hardness after SA decreases with increasing the SA temperature.
- 2) Hardness and tensile strength after SA increase with increasing Si content and change in microstructure before SA from ferrite-pearlite to tempered martensite. The increase in tensile strength accompanied by increase in hardness due to the change in microstructure is smaller than that due to the increase in Si content.

## 1. 緒 言

自動車部品の製造工程では熱間鍛造による成形が行われているが、CO<sub>2</sub>の排出削減やコスト低減のため、冷間鍛造への工程変更が進みつつある。冷間鍛造は、熱間鍛造に比べ加熱エネルギーを削減できるほか、寸法精度に優れ歩留りが高い工法であるため、製造コストの削減が可能である<sup>1)~3)</sup>。冷間鍛造素材には変形抵抗が低いことと限界圧縮率が高いことが求められるため、一般的には球状化焼なまし (Spheroidizing annealing 以下 SA という) を施して成形性を向上させている。ここで成形性とは変形抵抗が低く限界圧縮率が高いことであり、特に変形抵抗は冷間鍛造の成否や型寿命に影響を及ぼすため厳格に管理される。管理は硬さで代用するのが一般的である。

しかし大型部品に冷間鍛造を適用する場合、高焼入性の鋼材を使用する必要があり、SA前にベイナイトが生成し、SA後の硬さが低下しない場合がある。この場合、変形抵抗が過大であることが予想されるため、冷間鍛造を適用するためにはSAでの軟質化が課題となる。

これまでに肌焼鋼のSAでの軟質化挙動に関する研究は少なく<sup>4)</sup>、SA前組織がベイナイトであった場合の最適なSA条件は不明である。この原因として、SAは過共析鋼の軟化・炭化物形態制御処理としての適用が主であり、低炭素鋼への適用が少ないことが挙げられる。本研究では、JIS-SCr420をベース鋼として、成分およびSA前組織、SA条件が塑性変形特性に及ぼす影響について調査することを目的とした。

2013年6月19日受付

\* 1 大同特殊鋼(株)研究開発本部 (Daido Corporate Research &amp; Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

\* 2 大同特殊鋼(株)研究開発本部, 工博 (Dr., Eng., Daido Corporate Research &amp; Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

## 2. 実験方法

### 2. 1 供試材

供試材として Table 1 に示す化学組成の真空溶解材を用いた。JIS-SCr420 に相当する鋼 A を基本組成として、鋼 B, C は固溶強化元素である Si を 0%, 0.5% に変化させている<sup>5)~9)</sup>。供試材は、熱間鍛造によりφ 60 に鍛伸を行った後、SA 前熱処理および SA を実施した。SA 前熱処理として、Fig. 1(a), (b) に示す焼なまし（以下 900 °C A, 1200 °C A）, 及び Fig. 1(c) に示す焼入れ焼戻し（以下 900 °C HT）を実施し、その後 Fig. 2 に示す 760 °C および 790 °C の 2 水準の加熱温度にて SA を実施した。SA の加熱温度は A<sub>1</sub> 変態点以上に設定した。Table 2 に本実験の供試材と熱処理仕様を示す。

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

No.	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo
Steel A(0.2Si)	0.20	0.21	0.85	0.01	1.00	0.02
Steel B(0Si)	0.20	<0.01	0.86	<0.01	1.00	<0.01
Steel C(0.5Si)	0.20	0.50	0.85	0.01	1.00	0.02

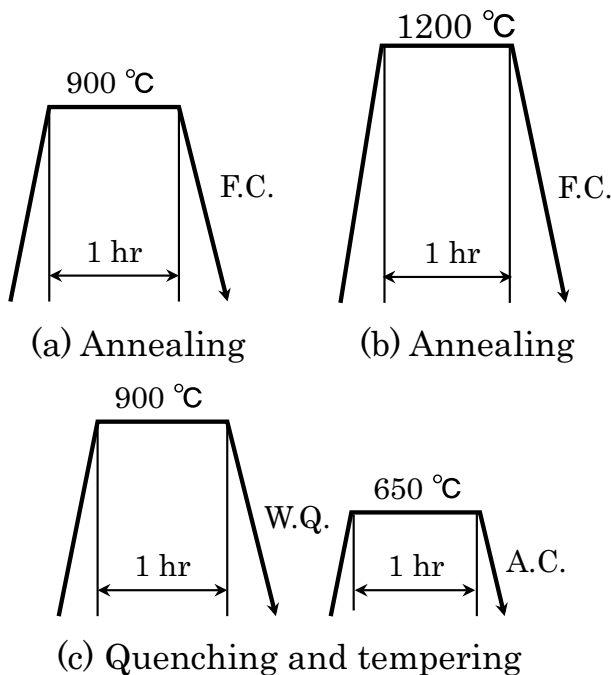


Fig. 1. Heat treatment conditions before spheroidizing annealing (SA).

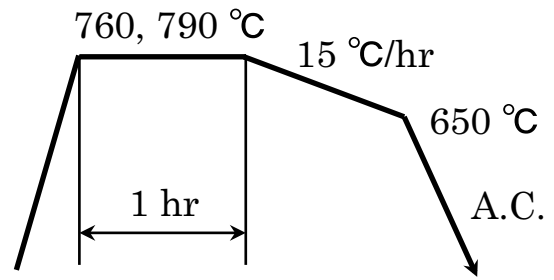


Fig. 2. SA conditions.

Table 2. Heat treatment conditions.

No.	900 °C A →760 °C SA	900 °C A →790 °C SA	1200 °C A →790 °C SA	900 °C HT →760 °C SA	900 °C HT →790 °C SA
Steel A(0.2Si)	○	○	○	○	○
Steel B(0Si)	○	○	○	○	○
Steel C(0.5Si)	○	○	○	○	○

### 2. 2 組織観察および硬さ試験, 引張試験

本実験では SA 前熱処理後の試験片と SA 後の試験片について、組織観察を実施した。組織観察は、鏡面研磨した後に SA 前熱処理後の試験片をナイトールにて、SA 後の試験片をピクラルールにて腐食した後、光学顕微鏡を用いて行った。また、SA 後の試験片のロックウェル硬さ試験を実施した。SA 後に機械加工により引張試験片を作製し、引張試験を行った。引張試験片は、JIS14A 号試験片とした。

## 3. 実験結果および考察

### 3. 1 組織観察および硬さ調査結果

Fig. 3, 4 に SA 前熱処理が 900 °C A, 1200 °C A の SA 前後の組織写真を示す。共に SA 前熱処理後は初析フェライトとパーライトの混合組織であり、1200 °C A 材は結晶粒粗大化の影響を受け 900 °C A 材よりも組織が粗大である。また、SA 組織はフェライトとフェライト中に球状のセメンタイトを含む組織の混合状態であり、SA 温度による顕著な差異は認められない。いずれの鋼においても、SA 後の組織サイズは SA 前熱処理後のフェライトとパーライトの組織サイズと近く、SA 前組織にみられたパーライトが、球状のセメンタイトを含む組織となったような形態をとる。一方、Fig. 5 に SA 前熱処理が 900 °C HT の場合の SA 前後の組織写真を示す。SA 前組織は焼戻しマルテンサイトである。SA 組織は、前述の 900 °C A 材のような混合状態の場合と異なり、微細な球状セメンタイトを含む均質な組織であり、

焼戻しマルテンサイトに類する。また、SA 温度の上昇に伴いセメンタイトの分布が粗大化する傾向がある。

Fig. 6 に SA 後のロックウェル硬さ（以下 SA 硬さという）を示す。SA 前熱処理が焼なましの場合、焼なまし温度の高温化に伴い SA 硬さが低下するが、SA 温度の影響は小さい。また、前熱処理が焼入れ焼戻しの場合

は焼なましと比較して SA 硬さが上昇するが、SA 温度の上昇に伴い硬さが低下する。このことから、冷間鍛造素材に高焼入れ鋼材を適用し SA 前組織がベイナイトである場合、上述の SA 前熱処理が焼入れ焼戻しの条件と同様の組織であるため、SA 温度を高温化することが硬さを下げる有効な手段と考えられる。

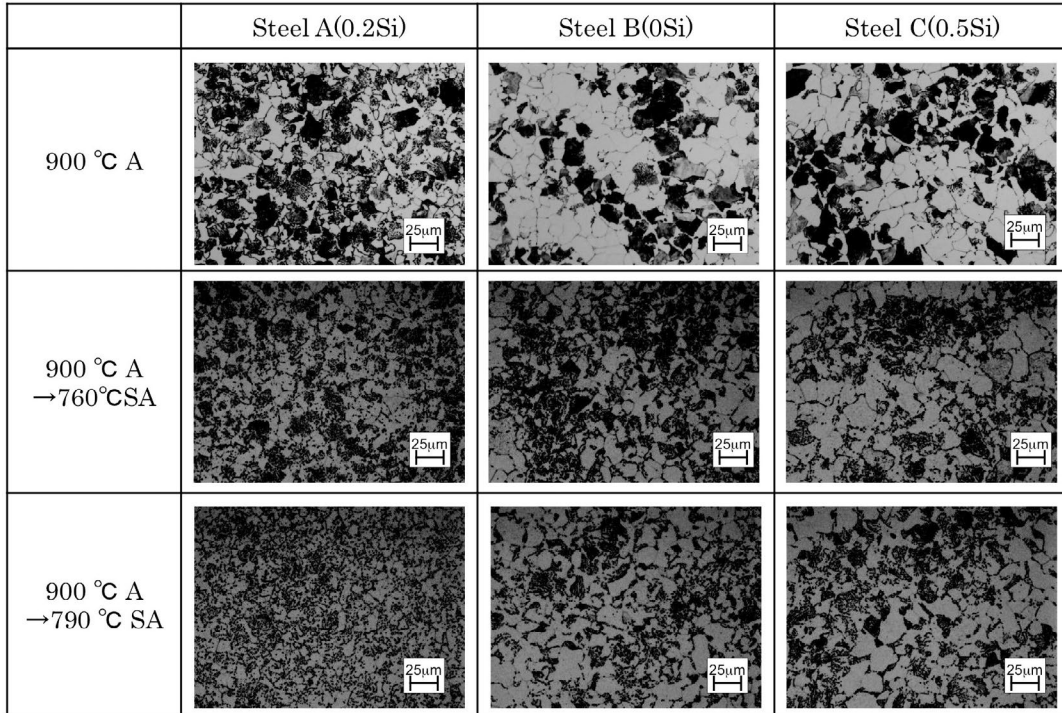


Fig. 3. Microstructures as annealing at 900 °C and after SA.

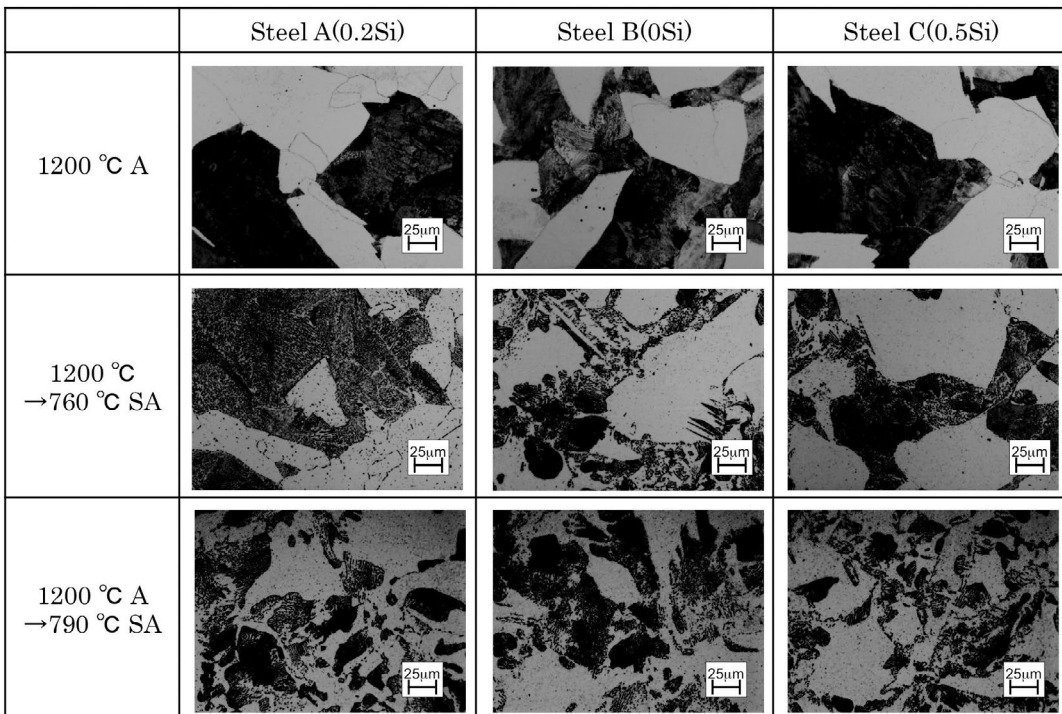


Fig. 4. Microstructures as annealing at 1200 °C and after SA.

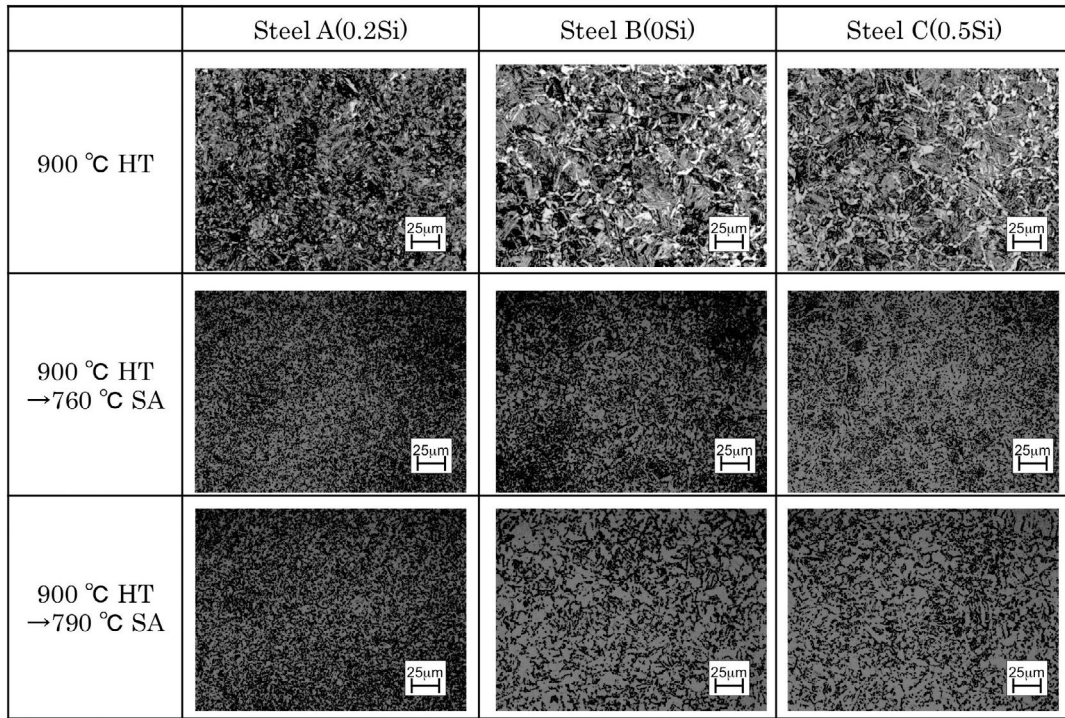


Fig. 5. Microstructures as quenching and tempering (HT) and after SA.

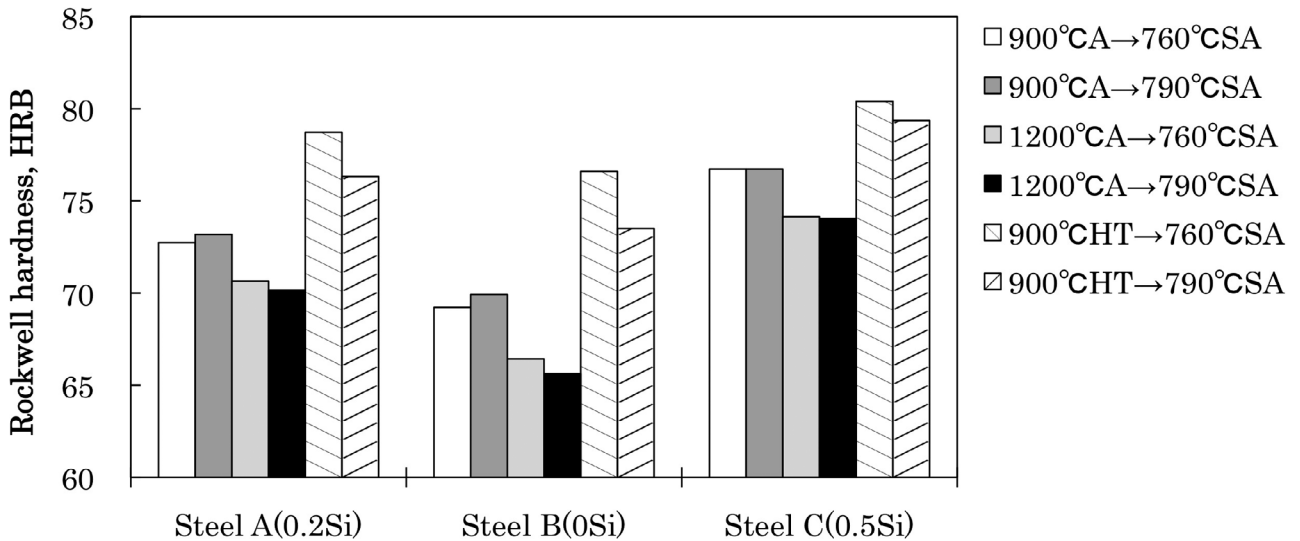


Fig. 6. Rockwell hardness after SA.

### 3. 2 引張試験結果

Fig. 7に各鋼材の引張試験のS-S曲線を示す. SA前熱処理が焼なましの場合は, 焼なまし温度を900°Cから1200°Cにすることで, 引張強さは変化しないが, 降伏応力が大幅に低下する. 組織サイズと強度の関係についてはHoll-petch則を代表とする研究成果があるが<sup>10)</sup>, 一般的に降伏応力とともに引張強さも変化しFig.7のように降伏応力のみが変化することはない. Fig.7において

変化が降伏点伸びまでの領域に留まり, この領域の変形挙動が侵入型固溶元素であるC, Nのコットレル雰囲気と転位との相互作用で決まるため, SA前熱処理がこれらの相互作用に変化を与えたと推定される. また, SA前熱処理が900°C HTの場合は, 900°C Aに比較し降伏応力および引張強さともに上昇するが, 降伏応力の上昇幅に対し, 引張強さの上昇幅は小さい.

Fig. 8にSA硬さと引張強さの関係を示す. Si添加に伴い硬さおよび引張強さが顕著に増加する. また, SA

前熱処理変更に伴う組織形態の変化によって硬さおよび引張強さは増加するが、上述の Si 添加による影響の方が大きい。この原因として、硬さは降伏点から引張強さまでの S - S 曲線全体の影響を受けるが、特にひずみ量

が小さい領域の影響を受けやすいため、引張強さが同じであっても降伏応力の大きなものはより高硬さに測定されることが考えられる。

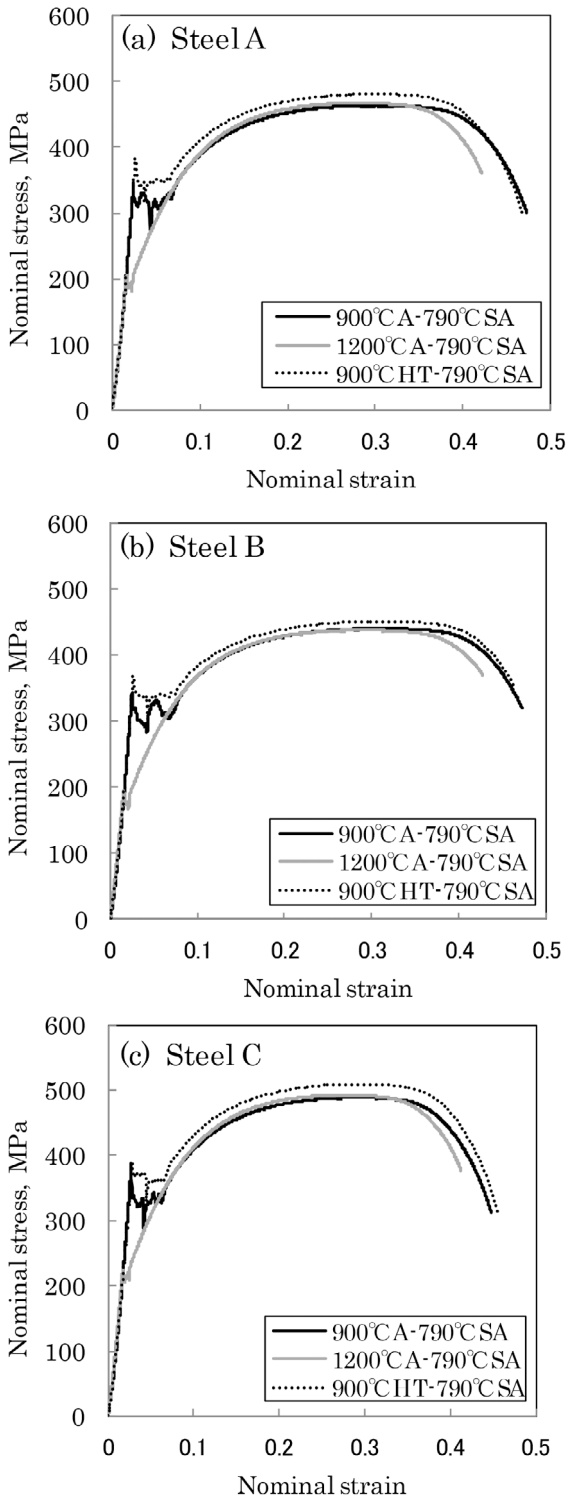


Fig. 7. Nominal stress - strain curves of steel A, B, C after SA.

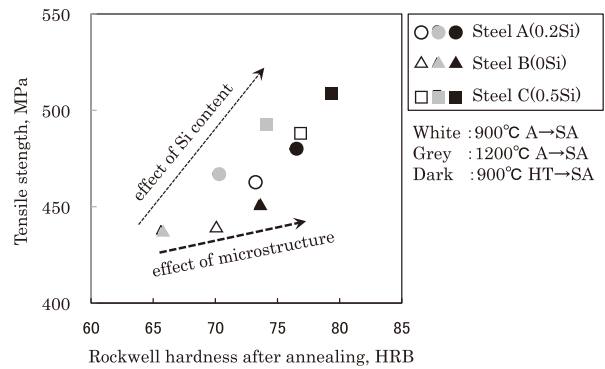


Fig. 8. Relation between rockwell hardness and tensile strength after SA.

以上のことから、同一組成において SA 前処理が焼戻しマルテンサイトである場合は SA 前組織がフェライト + パーライトである場合に比較して SA 硬さの上昇は大きいですが、引張強さの上昇は小さいため、SA 前組織がベイナイトであり SA 硬さが高い場合でも、変形抵抗の上昇は小さく冷間鍛造できる可能性がある。逆に SA 前組織が粗大である場合は SA 硬さは低下するが、引張強さはほとんど低下せず冷間鍛造性の向上効果は小さい。さらには、冷間鍛造性を検討する際は、硬さのような比較的ひずみ量が小さい領域で判断するのではなく、引張などの手法を用いて高ひずみ領域での評価を実施するべきと考えられる。

## 4. 固溶 N の影響

### 4. 1 供試材および実験方法

前述した SA 前焼なまし温度の上昇に伴う降伏応力の低下現象について、侵入型固溶元素のコットレル雰囲気と転位の相互作用の変化が考えられるため、SA 材の変形特性に対する固溶 N の影響を調査した。Table 3 に供試材の組成を示す。JIS-SCr420 を基本組成とする鋼 I に対し、鋼 II では Ti を添加し TiN を晶出させることで固溶 N を減少させている<sup>9), 11)</sup>。供試材は、熱間鍛造により鍛伸を行った後、Table 4 に示す 900 °C および 1200 °C での焼なましと 790 °C での SA を実施した。SA 後の試験片について組織観察とロックウェル硬さの測定を行い、また引張試験片を作製し引張試験を実施した。

Table 3. Chemical compositions of steels. (mass%)

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Ti	T-N
Steel I (Non-Ti)	0.18	0.05	0.80	0.10	1.15	0.05	<0.002	0.017
Steel II (Ti)	0.18	0.05	0.81	0.10	1.15	0.05	0.034	0.009

Table 4. Heat treatment conditions.

	900 °CA→790 °CSA	1200 °CA→790 °CSA
Steel I (Non-Ti)	○	○
Steel II (Ti)	○	○

### 4. 2 実験結果及び考察

Fig. 9にSA後の組織写真を示す。これより、鋼I, IIは鋼A～Cと同様にフェライトとフェライト中に球状のセメンタイトが分散した組織の混合状態であり、SA前焼なまし温度が900℃では組織が微細であるが、1200℃では粗大である。Fig. 10にロックウェル硬さを示すが、Ti添加によって硬さが若干低下している。これは固溶Nが減少し固溶強化量が減ったためであると考えられる。

Fig. 11にS-S曲線を示す。降伏点伸び後の挙動に対するTi添加およびSA前焼なまし温度の影響は顕著でなく、引張強さも変化しない。一方、降伏点付近の挙動は大きく変化し、900℃A+SA材はTi添加により降伏応力が低下し、焼なまし温度を1200℃にすることでさらに低下するがTi添加の影響が消失する。900℃A+SA材におけるTi添加の影響は、固溶Nの減少によりコットレル雰囲気希薄化したためであり、降伏応力の減少量は固溶Nによる強化量に相当すると考えられる。また、1200℃A+SA材と900℃A+SA材の降伏応力の差が固溶C, Nによる強化量に対応すると推定されることから、SA組織の粗大化は変形の局在化などを通し、コットレル雰囲気と転位の相互作用を抑制する効果を持つと考えられる。

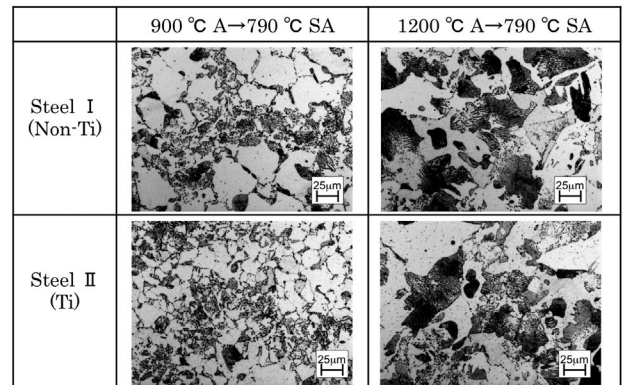


Fig. 9. Microstructures after SA in non - Ti and Ti added steels.

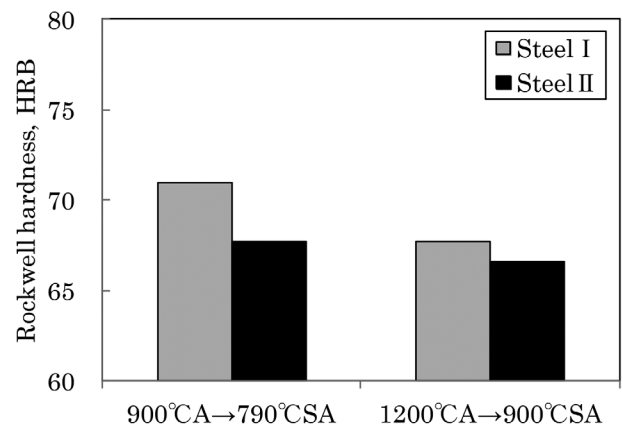


Fig. 10. Rockwell hardness after SA.

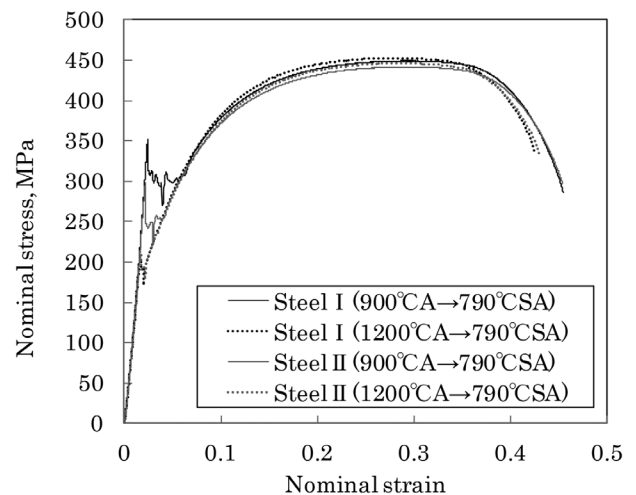


Fig. 11. Nominal stress-strain curves of steel I, II after SA.

## 5. 結 言

塑性変形特性に及ぼす肌焼鋼のSA条件の影響について調査した結果、以下の結論を得た。

- (1) SA前組織がフェライトとパーライトの場合はSA硬さがSA温度の影響を受けないが、SA前組織が焼戻しマルテンサイトの場合、SA温度の高温化とともに軟化する。

このことから、SA温度の高温化は冷間鍛造素材の焼入れ性が高く、SA前組織がベイナイトであった場合の軟化手法として有効である。

- (2) Si添加量を変化させた場合はS-S曲線全体が変化するが、SA前組織を変化させた場合は、降伏応力の変化に対し引張強さの変化は小さい。このため、降伏点付近の影響を大きく受ける硬さ測定では引張強さの評価ができず、SA前組織がベイナイトであり、SA硬さが高くても引張強さは低く、冷間鍛造が適用できる可能性がある。

### (文 献)

- 1) 沢辺弘, 高橋昭夫: 塑性と加工, 17(1976) 187, 644.
- 2) 阪村芳一: 特殊鋼, 29(1980) 8, 20.
- 3) 星野俊幸, 天野虔一, 田畑綽久, 中野昭三郎: 川崎製鉄技報, 23(1991) 2, 105.
- 4) 村上昌吾, 須堯正二, 外山雅雄: 神戸製鋼技報, 56(2006), 3, 30.
- 5) F. B. Pickering: Physical Metallurgy and the Design of Steels, (1978), 11[Applied Science Publishers LTD London]
- 6) 藤倉正国: 電気製鋼, 43(1972), 149.
- 7) 星野俊幸, 天野虔一, 田畑綽久: 材料とプロセス, 4(1991), 817.
- 8) 瓜田龍美, 並木邦夫: 電気製鋼, 63(1992), 59.
- 9) 紅林豊, 中村貞行: 電気製鋼, 69(1998), 57.
- 10) N. J. Petch: J. Iron Steel Inst, 174(1951), 25.
- 11) 百崎寛, 長谷川豊文, 阿南吾郎, 家口浩, 畠英雄: 神戸製鋼技報, 50(2000), 45.