

技術報告 機械構造用鋼線材の急速球状化処理法の開発

井上 毅*・十代田哲夫*²・金子晃司*³・高田 寿*

Rapid Spheroidization Annealing Technique of Structural Steel Wire Rod

Tsuyoshi INOUE, Tetsuo SOSHIRODA, Koji KANEKO, and Hisashi TAKADA

Synopsis :

A new rapid spheroidization annealing (RASA) method of wire rod has been developed to complete spheroidization within about 16 minutes. This method consists of two steps. The first step comprises heating rapidly up to a maximum temperature (T_M) and cooling down to a temperature below A_1 (T_H). In the second step, the wire rod is held about 15 minutes at temperature T_H . It has been revealed that there is an optimum combination of temperatures T_M and T_H for each steel to obtain a sufficiently spheroidized structure. The mechanism of RASA method is the same as that of conventional spheroidization. There are three different points between the two methods which cause the difference in duration time. First, the new method adopts rapid heating and cooling. Second, temperature T_M of the new method is higher than that of the conventional method so as to shorten the austenitizing time. Thirdly, the holding time at temperature T_H is shortened to suppress the total time within 16 minutes.

The strand heat treatment is suitable for this method, because the precise control of wire temperature is essential. The trial of RASA treatment adopting the strand treatment has been performed using gas furnace and induction furnace, and the good upsettability of treated wire has been confirmed.

Furthermore, the trial production of hexagon headed bolts using RASA treated wire has been done.

1. 結 言

近年、コスト低減の要請から、熱処理を部品の製造工程へインライン化しようという試みが種々おこなわれているが、球状化焼鈍は処理時間が 15 h から 20 h と非常に長いためにインライン化は難しいと考えられてきた。球状化焼鈍がこのように長時間を要する主な理由は、線材をコイル状態で炉に装入するためにコイル内、コイル間で温度差を生じやすく、加熱冷却を急速におこなえないうえ、反応速度の遅い比較的低い温度でオーステナイト化せざるをえない点にある。そこで反応速度を高めるために、冷間もしくは温間加工を加える方法も開発されているが¹⁾²⁾、実用化されるには至っていない。一方、線材をパテンティング処理で行っているようにストランド状態で走行させながら熱処理を施す方法を用いると、線材の温度管理が容易になるために現行法における上記の問題点が解決できて処理時間の大幅な短縮が期待でき、部品の製造工程に直結させることも可能となる。そこで、ストランド状態での急速球状化の可否について検討をおこなった結果、16 min 程度の処理で現行法に

よる球状化処理材に近い冷鍛性が得られることがわかり、球状化処理のインライン化への道を拓くことができたので、その結果について報告する。

2. 実験方法

2.1 基礎実験

まず上記のような急速球状化処理の可能性について基礎的な検討をおこなった。供試材として、Table 1 の a, b に示す化学組成を有する S40C, SCr 440 の 12 mmφ 工場圧延材を用い、これを 30 mm 長さに切断し、赤外線イメージ炉によつて所定の熱処理を施した。熱処理のヒートパターンを Fig. 1 に示したが、処理時間を短縮するために急速加熱冷却を採用した。まず 300°C/minφ の加熱速度で最高加熱温度 T_M まで加熱し、ただちに保持温度 T_H まで 100°C/min の速度で冷却する。その後 T_H に 30 min 保持した後室温まで放冷する。この T_M , T_H を種々変えて熱処理を施した供試材のビッカース硬度測定および 2 段レプリカ法による組織観察をおこなない、最適な球状化組織の得られる T_M, T_H の組み合わせを決定した。

昭和 57 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 10 月 18 日受付 (Received Oct. 18, 1982)

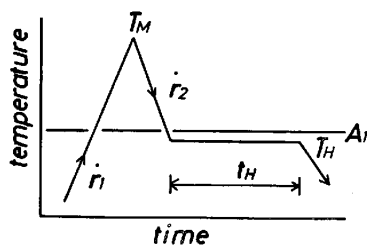
* (株)神戸製鋼所中央研究所 工博 (Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd.)

*² (株)神戸製鋼所中央研究所 (Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakinohama-cho Chuo-ku Kobe 651)

*³ (株)神戸製鋼所神戸製鉄所 (Kobe Works, Kobe Steel, Ltd.)

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

Mark	Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Note
a	S40C	0.38	0.22	0.73	0.023	0.010		for fundamental tests
b	SCr440	0.36	0.25	0.73	0.026	0.015	1.01	
c	S40C	0.39	0.26	0.76	0.023	0.022		for practical tests using gas furnace
d	SCr440	0.40	0.24	0.73	0.025	0.015	1.03	
e	S40C	0.41	0.21	0.74	0.023	0.017		for practical tests using induction furnace
f	SCr440	0.42	0.26	0.67	0.027	0.014	1.04	



T_M : Maximum temperature
 T_H : Temperature of isothermal transformation
 r_1 : Heating rate (300°C/min)
 r_2 : Cooling rate (100°C/min)
 t_H : Hold time at T_H (30min)
 Fig. 1. Schematic of rapid spheroidization annealing (RASA) treatment.

2.2 実用実験

次に、以上の基礎実験の結果をもとに、実用規模の炉を用いた急速球状化処理実験を次の要領でおこなった。まず第1ステップとして本処理法の実用炉への適用の可否を調べ、ひきつづき第2ステップとしてさらにそれ以上の時間短縮をねらい、全処理時間を15min程度にする可能性について調べた。

第1ステップでの実験には全長30mのガス炉を用いた。炉の概略をFig. 2に示したが、長さがそれぞれ5mの6つのゾーンから成り、各ゾーンの温度はおおの別個に制御できる。ガス炉前方のアンコイラーから引きだした線材をガス炉内を通してガス炉後方の巻き取り機で巻き取った。炉内での線の走行速度は0.5m/minとしたので、処理時間は60minとなる。供試材はS40C, SCr 440の7.5mmφ工場圧延材(化学組成はTable 1 c, dに示した)を用い、所定の熱処理を施した後Fig. 3に示した冷圧試験片に加工し、300tプレスによつて冷圧性試験をおこない、圧縮荷重および割れ発生率を調べた。なお、非常に高い加工率まで圧縮しないと割れが発生しないので、割れ発生率を求める試験においてはFig. 3 b)に示したノッチ付試験片を使用した。また本処理材を用いてM8トリミングボルトを試作し、S40Cは8.8T, SCr 440は9.8Tに調質してボルトの特性試験もおこなった。

第2ステップの実験には誘導加熱炉と電気炉を直列に配置した装置を用い、 T_M への加熱時間を短縮すると共

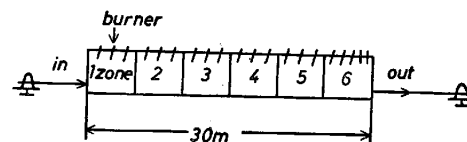


Fig. 2. Schematic of gas furnace for strand heat treatment.

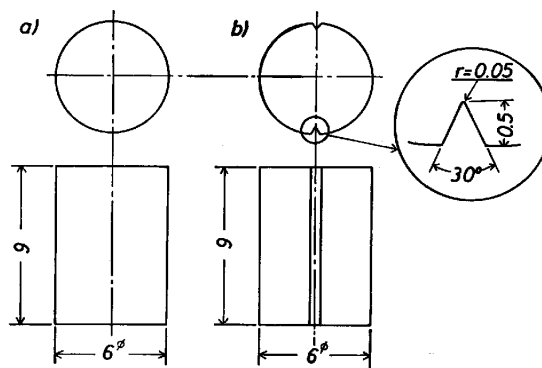


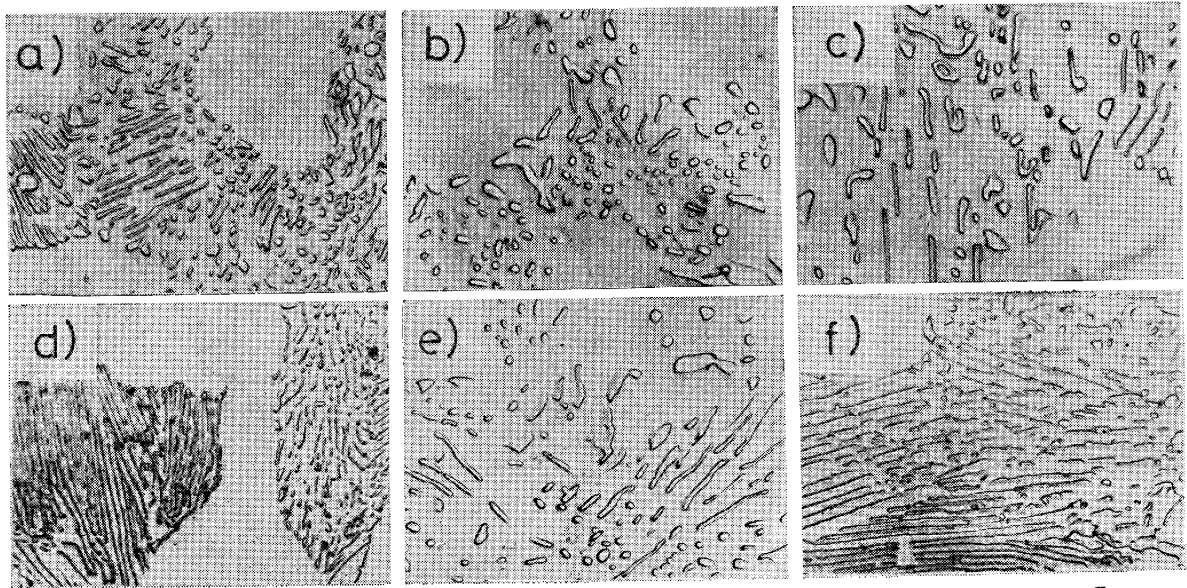
Fig. 3. Geometries of specimens for upsetting test, a) is for upsetting load measurement and b) is for measurement of critical crack opening reduction.

に T_H での保持時間 (t_H) を 15 min とし、全処理時間を約 16 min にまで短縮してその影響を調べた。供試材は S40C, SCr 440 の 5.5 mmφ 工場圧延材(化学成分を Table. 1 e, f に示した)とし、処理材の冷圧性の調査をおこなった。

3. 実験結果および検討

3.1 基礎実験結果

S40C において T_M を 730°C から 840°C まで、 T_H を 670°C から 715°C まで変えて実験をおこない、 T_M , T_H と硬さの関係を調べた結果を Fig. 4 に示した。このグラフをみると、硬さマップには極小値を示す領域が存在しており、 T_M と T_H を適当に選ぶことによりピッカース硬さを Hv=150 まで軟化させることが可能であることがわかる。次に各処理材の組織を調べ、その代表的な組織写真を Photo. 1 に示した。a)~d) は T_H を 700°C 一定として T_M を 750°C~840°C に変えたときの組織変化を示すが、 T_M が 760°C の b) が最も良い球状化程度を示し、それよりも最高温度 T_M が高す



a) $T_M=750^\circ\text{C}$, $T_H=700^\circ\text{C}$ b) $T_M=760^\circ\text{C}$, $T_H=700^\circ\text{C}$ c) $T_M=800^\circ\text{C}$, $T_H=700^\circ\text{C}$
 d) $T_M=840^\circ\text{C}$, $T_H=700^\circ\text{C}$ e) $T_M=760^\circ\text{C}$, $T_H=680^\circ\text{C}$ f) $T_M=760^\circ\text{C}$, $T_H=715^\circ\text{C}$

Photo. 1. Microstructures of S40C steel after RASA treatment with various T_M and T_H temperature combinations.

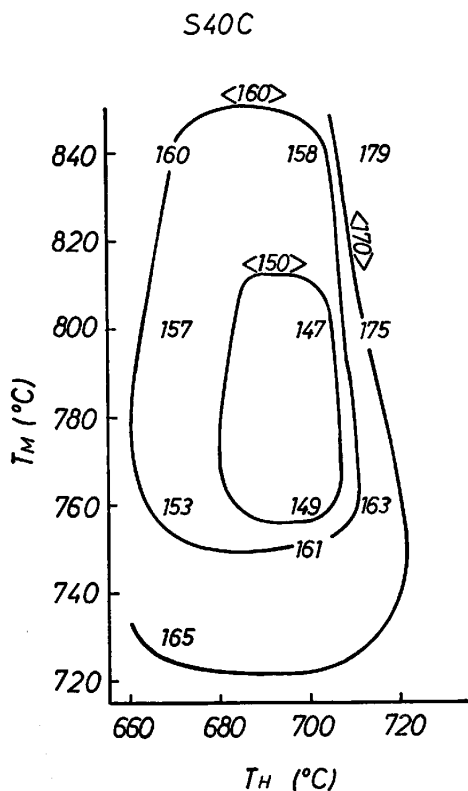


Fig. 4. T_M - T_H -hardness relationship of S40C steel after RASA treatment.

ぎても低すぎてもラメラパーライトが混在するようになる。e), f) は T_M を 760°C 一定として T_H を変えたもので、 T_H が 715°C と高いとやはりラメラパーライトが混在し、結局 T_M は 760°C 、 T_H が 680°C ~ 700°C が S40C では最適条件であると言える。この点

についてももう少し詳しく調べるために Photo. 2a) に示すようなヒートパターンで、 T_M を変えた時のオーステナイト化状態での組織変化を調べた。その結果を Photo. 2b) に示したが、 T_M が 750°C ではまだほとんどオーステナイト化しておらず、フェライト・パーライト組織である。そして T_M が 760°C 以上でパーライトが消失し、フェライト+オーステナイト（焼入後はマルテンサイトで、一部は水冷中に微細パーライトに変態し黒くみえている）組織となり、 T_M が高くなるほどオーステナイトの割合が増していることがわかる。つまり Photo. 1 において T_M が 750°C の場合に観察されたパーライトは、オーステナイト化が不足したために処理前に存在していたパーライトがそのまま残った、いわゆる残存パーライトであることがわかる。また T_M を 760°C 以上にするとオーステナイト化時にすでにパーライトが消失していることから、 T_M が高い場合に観察されたパーライトは再生パーライトである。また Photo. 1d) にみられた層間隔の細かいパーライトは T_H から放冷中に生成したものであることを確認した。これは、 T_M が高いためにオーステナイト中の炭化物生成サイトの密度が減少し、 700°C (T_H) に 30 min 保持しても析出反応が完了しなかつたためであろうと考えられる。Photo. 1 において T_M が 760°C (b) から 800°C (c) にあげると炭化物の密度が減少していることも、 T_M を高くすると炭化物生成サイトが減少することを示唆している。またその結果伸びた炭化物の割合が増加し、球状化程度が

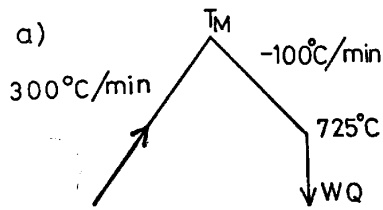


Photo. 2. Optical micrographs of S40C steel after heat treated as shown in a).

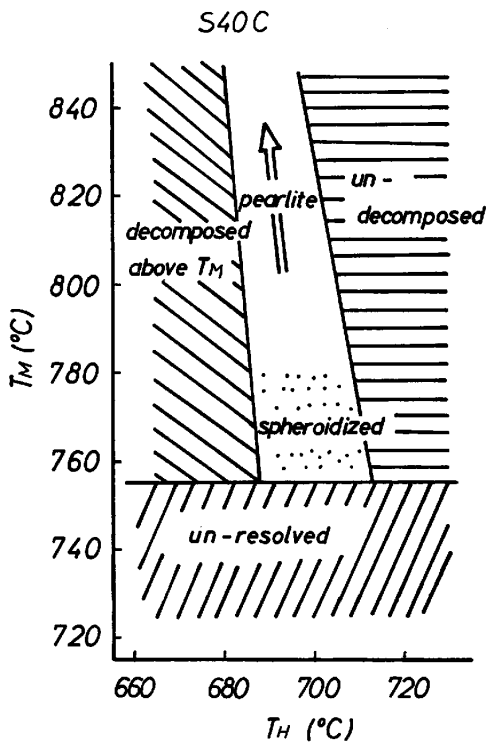
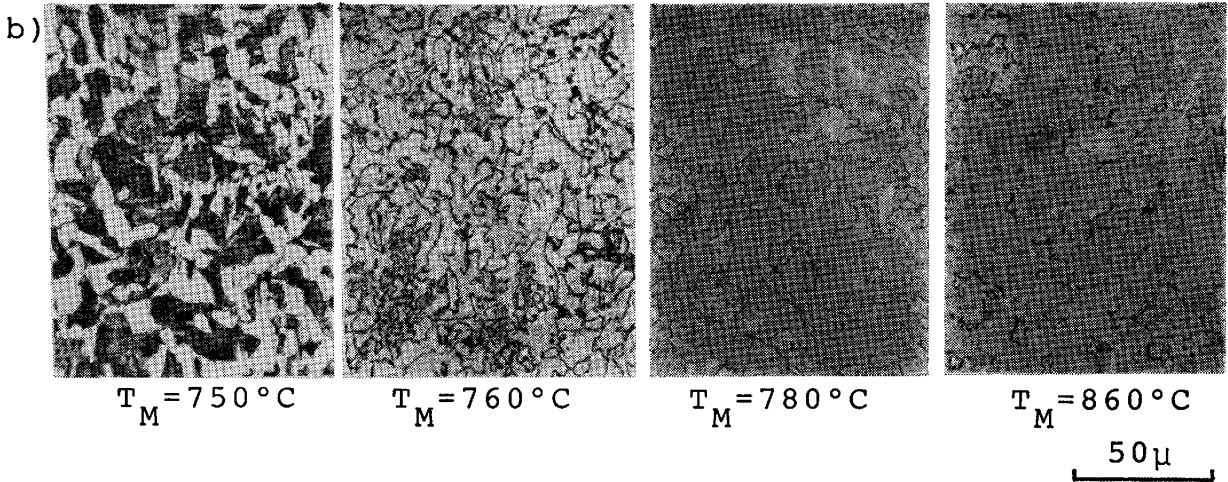


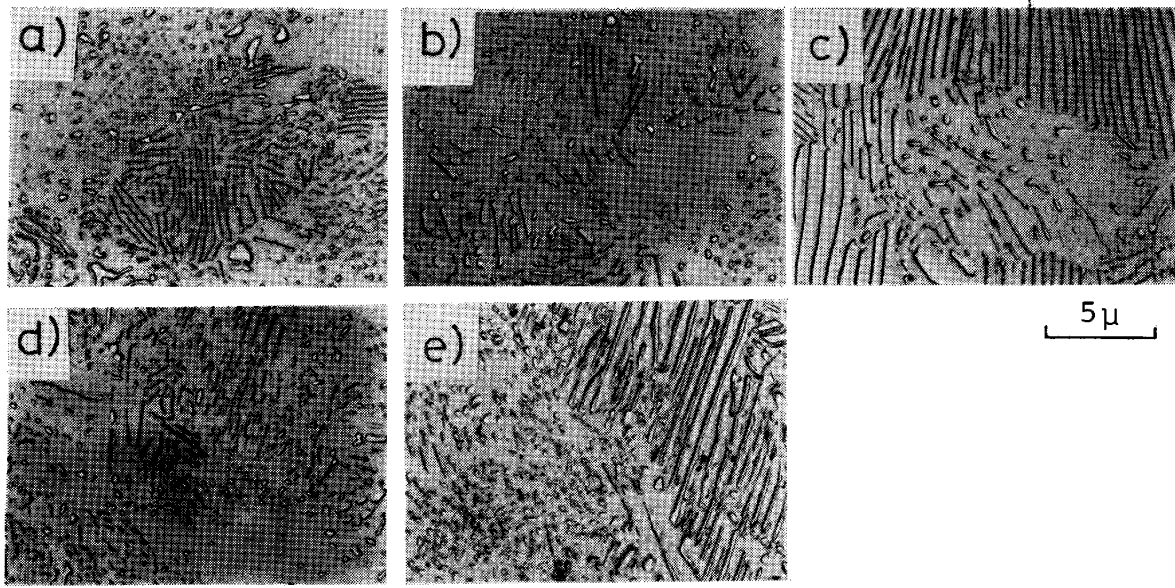
Fig. 5. Schematic of T_M - T_H -structure relationship of S40C steel after RASA treatment.

低下していることもわかる。

以上の組織観察の結果をまとめて示したのが Fig. 5 である。同図は T_M , T_H と組織の関係を示しているが、 T_M が 750°C 以下ではパーライトが未溶解のまま残るために球状化が不完全であり、 T_M が 760°C 以上でも T_H が低すぎると T_M から T_H に冷却する途中に変態し

てパーライトが混在した組織となる。また T_H が高すぎると T_H に保持中に変態が完了せずその後の放冷中に変態するために、パーライトの混在した組織となる。また T_H を適当な値としても T_M を高くすると炭化物生成サイトの密度が減少して球状化の程度が悪くなるので、球状化に適した T_M , T_H の組合せは図中に示したような領域である。同図と Fig. 4 の硬度分布を比較してみると、球状化する領域が硬さの極小値がえられる領域とほぼ対応しており、Fig. 5 中に示した最適な T_M , T_H の組み合わせにより、球状化組織がえられ、かつ硬度も十分低下することがわかる。

次に SCr 440 において T_M を 790°C から 900°C, T_H を 680°C から 735°C に変えて同様な実験をおこない、硬度測定の結果を Fig. 6 に、組織観察の結果を Photo. 3 に示した。最も良い球状化組織となつているのは Photo. 3 b) に示した T_M が 820°C, T_H が 720°C の場合であり 0.5 μ 程度の球状化炭化物と 2 μ 程度の伸びた炭化物からなつている。 T_H を 720°C で一定として T_M を変えた場合の組織を Photo. 3 a) ~ c) に示したが、 T_M を 790°C に下げると未溶解ラメラが混在し、900°C にまで上げると再生ラメラが存在していることがわかる。次に Photo. 3 b), d), e) を比較して、 T_H を変えた場合の組織変化をみってみる。まず T_H を 700°C とすると T_M から T_H への冷却中に変態し、逆に T_H を 735°C にあげると T_H に保持中に変態を完了せず、 T_H から放冷中に変態するために再生ラメラ



a) $T_M=790^\circ\text{C}$, $T_H=720^\circ\text{C}$ b) $T_M=820^\circ\text{C}$, $T_H=720^\circ\text{C}$ c) $T_M=900^\circ\text{C}$, $T_H=720^\circ\text{C}$
 d) $T_M=820^\circ\text{C}$, $T_H=700^\circ\text{C}$ e) $T_M=820^\circ\text{C}$, $T_H=735^\circ\text{C}$

Photo. 3. Two step replica photomicroscopy of SCr440 steel after RASA treatment.

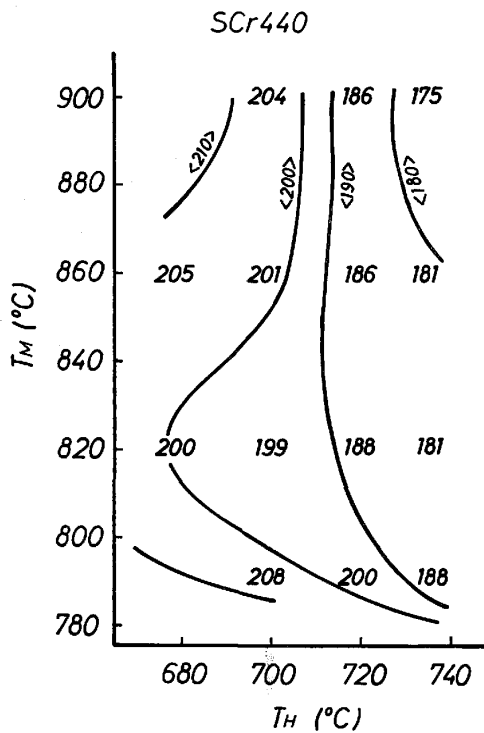


Fig. 6. T_M - T_H -hardness relationship of SCr440 steel after ARSA treatment.

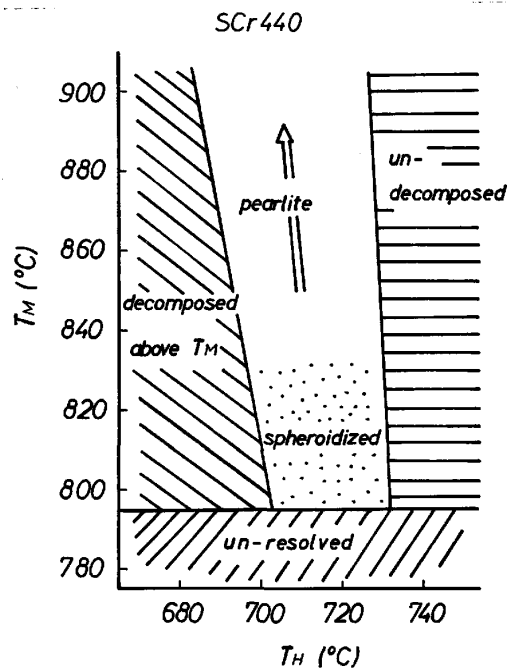
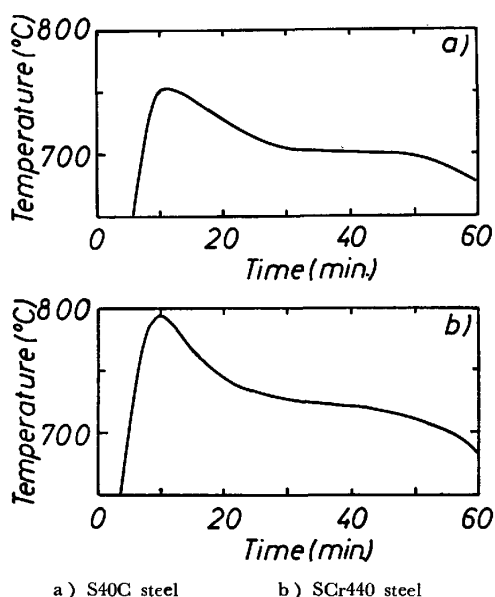


Fig. 7. Schematic of T_M - T_H -structure relationship of SCr440 steel after RASA treatment.

が混在するのは S40C の場合と同様である。組織観察の結果をまとめ、 T_M , T_H と組織の関係を示したのが Fig. 7 であり、同図中に示した球状化領域の T_M , T_H の組み合わせが適当である。同図と Fig. 6 の硬度マップを比較してみると、最適領域の中でも T_H を高くした方が軟化し、ビッカースで 180 代まで硬度が下がることがわかる。

このように、60 min あまりの処理で球状化組織が得られ、ビッカース硬度も S40C で 140 代に、SCr 440 で 180 代に低下することが確かめられ、正確な温度管理が可能ならば短時間で球状化できることがわかった。そこで次に、実際にストランド状態で処理を施し処理材の冷鍛性を調査した。



a) S40C steel b) SCr440 steel
 Fig. 8. Heat treatment applied to steels using 30m-length gas furnace.

3.2 実用実験結果

実験に用いた炉はガス炉のために急速加熱は難しく、Fig. 1 と同一の熱処理パターンを得るのは困難であるが、Fig. 1 のパターンになるべく類似したパターンが得られるように炉温を調整した。そして熱電対をつけた線材を炉内を走行させて、 T_M , T_H が基礎実験における最適条件にほぼ一致している事を確認した。S40C, SCr 440 の走行線材の熱履歴を Fig. 8 に示す。

このような条件で処理したコイルを用い、冷圧性試験をおこなった。その結果を Fig. 9 に示したが、a) には加工荷重と加工率の関係を、b) には割れ発生率と加工率の関係を示した。同図中には通常の球状化処理を施した材料の結果も示した。加工荷重をみると S40C では両処理の間にほとんど差がなく、また SCr 440 でも 20% 程度の低下率で若干の差がみられるが、40% 以上の低下率ではほとんど差がないと言つてよい。また割れ発生率をみると、S40C, SCr 440 とともに本処理材の方が約 2.5% 程度低い低下率で割れが発生している。しかしこの試験は、前述のようにノッチ付きの試験片を用いて割れ発生を強調した⁹⁾ ときの結果であることを考えると、実際の冷間鍛造加工にはほとんど支障はないと考えられる。そこで実際に本処理材を用い、M 8 六角トリミングボルトを試作した。ボルトの頭打加工は n 数 300 でおこない全数割れチェックをおこなったが割れの発生はみられなかつた。つづいて、M 8 ボルトの製品の形に仕上げ、焼入れ焼もどしをおこなつて、ISO 規格の 8.8, 9.8 ボルトとした。ボルトの特性に関しては ISO 規格にもとづいて試験をおこない、その結果を規格とともに

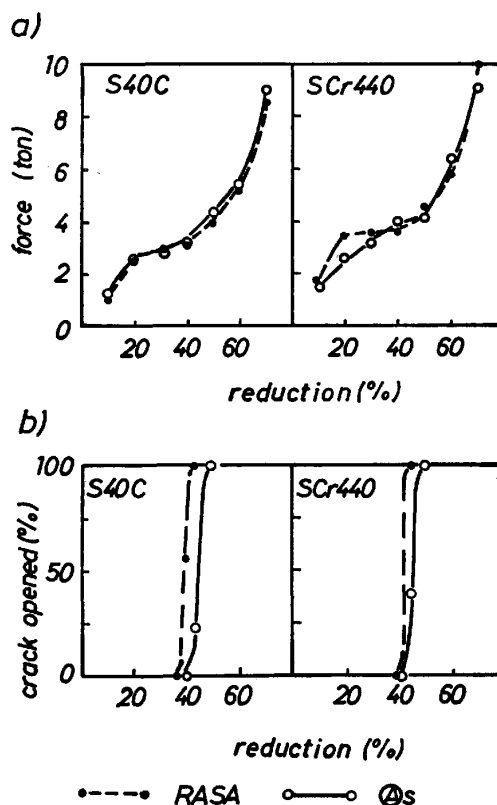


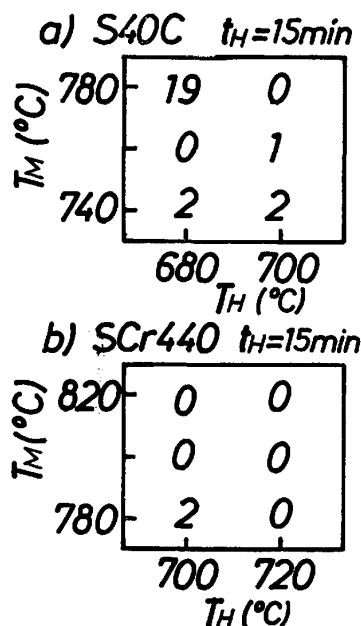
Fig. 9. Comparison of upsettability between RASA treatment and conventional spheroidization a) and b) indicate relationships between force and reduction, fraction of crack opened specimens and reduction respectively.

Table. 2 に示した。引張試験、くさび引張試験、頭部打撃試験のいずれの結果も規格を満足しており、本処理は最終製品には何ら影響をおよぼさないことが確認された。

このように本処理材は満足しうる特性を有していることが確認されたが、実用化するためには処理時間をさらに短縮する必要がある。実用ガス炉を用いた実験では処理に 1 h を要しているが、これはガス加熱であるために急速加熱、冷却ができないからであり、加熱に誘導加熱を採用すれば Fig. 1 に示したようなヒートパターンが可能となるので、基礎実験の結果からみてさらに処理時間を短縮できると考えられる。そこで実際に、誘導加熱による急速加熱を用い、さらに保持時間を 15 min に短縮して全処理時間を 16 min 程度に短縮した実験をおこない、処理材の冷鍛性を調べた。Fig. 10 には処理材の冷圧試験結果を示してあるが S40C, SCr 440 とともに適当な T_M , T_H をえらべば十分な冷圧性が得られることがわかる。つまり、誘導加熱を用いるならば、16 min 程度の処理時間でも十分な冷鍛性が得られることが確認できた。

Table 2. Mechanical properties of hexagon head bolts manufactured from RASA treated wire.

Steel		Tensile test (type 14A)				RA	Wedge test (10°)		Hitting test	Class (ISO)
		YP	TS	El	TS		Fracture	(10°)		
S40C	Observed	84	90	20	66	91	body	OK	8.8	
	Standard	>65.3	>81.6	>12		>81.6	body	No fracture		
SCr440	Observed	93	102	20	64	100	body	OK	9.8	
	Standard	>73.4	>91.8	>10		>91.8	body	No fracture		

YP, TS.....kgf/mm² El, RA.....%Fig. 10. Upsetability of RASA treated steels (using induction heating). Figures indicate fraction of crack opened specimens ($1/d=2$, reduction=85%)

4. 結 言

球状化処理時間を短縮し、部品製造工程へのインライン化の可能性を探ることを目的として新しい球状化処理方法を開発した。その結果 15 min 程度で球状化が可能であること、新しい処理法による球状化処理材は十分な冷鍛性を有していることがわかった。また本処理材を用い、六角トリミングボルトを試作したが何ら問題なく加工でき、最終製品の特性にも何ら影響を与えないことが確認できた。

以上の結果、新しい急速球状化処理法 (Rapid Spheroidization Annealing method: RASA 法) によつて球状化処理の部品製造工程へのインライン化の道が拓かれたので、現在はラインに組み込みうるような急速球状化装置の開発を進めている。

文 献

- 1) H.J. KÖSTLER and M. FRÖHLKE: Arch. Eisenhüttenwes., 46 (1975)10, p. 655
- 2) H. PAQUETON and A. PINEAU: JISI, 209 (1971), p. 991
- 3) B. DEMEESTER and Y. TOZAWA: Annuals of the CIRP, 28 (1979)2, p. 577