

Fig. 3. Relation between mean grain size number and impact value of heated steel. (0.10% C, 0.35% C)

号)との関係が示されているが、これによれば平均粒度が低下するほど焼入焼戻し後の衝撃値が低下する傾向があらわれている。著者は前報において、加熱試料の衝撃値を著者の明らかにした判定法にもとづく判定粒度に対応せしめたが、前節の試料の衝撃値を従来の判定法と同じ平均粒度に対応せしめたところ Fig. 3 の関係が得られた。同図は実用炭素鋼より採取した 0.10% および 0.35% C の試料の一例であるが、加熱により平均粒度が低下すると衝撃値も低下し、従来の文献にみられるものと同様の傾向があらわれている。しかるに同一の衝撃値のデータを本粒度判定法にもとづく判定粒度に対応せしめた場合には、前節の Fig. 1 および Fig. 2 にみられるように混粒中の粗粒の面積比の変動によって鋼の衝撃値が著しく異なつて示され、結晶粒度と衝撃値との関係が従来よりいつそう明りように示されることがわかる。そこで本粒度判定法による判定粒度と衝撃値との関係を用いて、鋼の衝撃値におよぼす結晶粒度と加熱温度との関係を考察した。すなわち、鋼の衝撃値はその鋼をオーステナイト化温度に加熱し、本判定法にもとづく判定粒度が整粒に近い状態を呈する場合がもつとも高く、混粒の場合は粗粒の面積比に応じて衝撃値は低下する。よつて鋼を加熱して、結晶粒を整粒に変化せしめることによりその衝撃値を向上せしめることがわかる。ところで前報<sup>5)</sup>にのべたとおり、オーステナイト領域において鋼の結晶粒が整粒に近くなる温度域は鋼の炭素量の増加にともなつて低下し、その傾向は前報<sup>5)</sup>の Fig. 4 に示されている。そこで鋼をオーステナイト化温度に加熱しその鋼の炭素量に応じて前報<sup>5)</sup>の Fig. 4 に示される整粒に近い温度域に保持後冷却すれば、鋼の衝撃値を向上せしめることが明らかである。

#### 4. 結 言

オーステナイト領域の各温度に加熱した結晶粒度の状態を変化させた試料について衝撃値の変化をしらべた。

その結果を要約すればつぎのとおりである。

1) オーステナイト領域の各温度に加熱した鋼の衝撃値を著者の明らかにした粒度判定法にもとづく結晶粒中に含まれる粗粒の面積比に対応せしめたところ、結晶粒が整粒に近い状態では衝撃値が高く、粗粒の面積比が増大して混粒にかかわると衝撃値は低下し、細粒と粗粒の面積比がほぼ等しくなつたときの衝撃値が最低値を示す。さらに粗粒が増大して粗粒のみの整粒に近づくとしたがい衝撃値は再び向上することが明らかとなつた。

2) 鋼の衝撃値は加熱温度によつて著しく変化するので、衝撃値におよぼすオーステナイト結晶粒度と最高加熱温度の影響について考察し、鋼の炭素量に応じて前報<sup>5)</sup> Fig. 4 に示す整粒に近い温度域に加熱することによつて、その鋼の衝撃値を向上せしめうることを明らかにした。

#### 文 献

- 1) 岡田: 鉄と鋼, 48 (1962) 4, p. 544
- 2) 岡田: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 535
- 3) 岡田: 鉄と鋼, 49 (1963) 10, p. 1505
- 4) 今井: 鉄鋼材料 (金属工学講座材料編) (1960)
- 5) 岡田: 鉄と鋼, 53 (1967) 4, p. 489

## (200) 応力除去焼鈍による鋼材劣化の研究

八幡製鉄, 技術研究所

工博 権藤 永・西 正・○榊原瑞夫

The Investigation on Deterioration of Steels by Stress Relieve Annealing

Dr. Hisashi GONDŌ, Tadashi NISHI and Mizuo SAKAKIHARA

### 1. 緒 言

複雑な形状をもつ部品は、溶接した後、残留応力除去の目的で 550°C 以上の長時間加熱、あるいは数回の焼鈍を行なつて残留応力を除去した後使用される場合がほとんどである。

従来応力除去焼鈍 (以下 S.R. と呼ぶ) に伴う材質劣化に対する知見は現象的に各種成分の影響<sup>1)</sup>,  $\gamma$  域からの冷却速度による機械的性質の変化<sup>2)</sup>, 顕微鏡組織のフェライト結晶の成長, および炭化物の粒界凝集<sup>3)</sup>によつて説明しているが、材質劣化の支配的要因が結晶の成長および炭化物凝集によるものであるならば、機械的性質と加熱保持時間の対数とは直線関係になければならない。しかるに実際は加熱保持時間によつて鋼材は材質劣化、回復 (衝撃試験) の過程を繰返す<sup>4)</sup>ものなのである。一方、現在まで、S.R. 劣化の定量的検討はなされていないように思われるので本研究では定量的把握のアプローチとして ASTM A-302 B 鋼の基本成分に、Mo, V, Ti, Nb の含有量を変化して添加したものの S.R. 後の機械的性質の変化、結晶の成長、炭化物の形状、および炭化物の組成におよぼすこれらの元素の影響を明らかにした。

### 2. 供試材および実験方法

供試材の化学成分を Table 1 に示す。鋼 A は 0.3Mo

Table 1. Chemical analysis (wt %).

Code	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Nb	V	Ti	Al
A	0.110	0.26	1.40	0.008	0.015	1.00	0.30	0.004	0.001	0.002	0.020
B	0.071	0.24	1.46	0.008	0.009	0.94	0.50	0.052	0.001	0.002	0.030
C	0.086	0.26	1.41	0.009	0.009	0.93	0.51	0.004	0.055	0.002	0.036
D	0.071	0.24	1.40	0.007	0.009	0.92	0.51	0.002	0.001	0.020	0.028

Table 2. Mechanical properties by heat treatment.

		Y. P. (kg/mm <sup>2</sup> )	T. S. (kg/mm <sup>2</sup> )	El (%)	R. A. (%)	$\nu$ E-12 (kg·m/cm <sup>2</sup> )	H <sub>v</sub> (10 kg)
A	N. T.	36.9	53.5	38.0	74.8	*25.5	154
	S. R. 1	40.6	52.3	38.4	74.5	*30.4	151
	5	39.6	51.5	38.0	74.9	*27.2	150
	10	40.2	49.2	39.2	77.7	*30.0	150
B	N. T.	55.9	69.9	30.4	75.4	10.0	186
	S. R. 1	55.8	68.7	30.0	75.4	11.6	187
	5	56.7	66.7	29.4	75.3	18.0	186
	10	44.1	56.4	33.2	76.1	15.2	182
C	N. T.	60.1	71.4	28.3	74.5	3.5	255
	S. R. 5	61.7	72.3	28.0	74.3	1.0	245
	10	58.4	68.7	28.3	75.3	1.1	232
D	N. T.	56.7	69.1	28.2	74.8	1.2	215
	S. R. 1	58.4	70.0	27.9	75.3	1.3	212
	5	61.3	70.2	27.4	75.0	0.8	219
	10	50.7	61.9	31.0	73.7	0.7	218

\*at -50°C

Table 3. Chemical analysis of electrolytic residues.

Code		C	Mo	Fe	Mn	Ni	Al	Nb	V	Ti	R/E
A	N. T.	9.6 (8.3)		82.8 (72.0)	6.6 (5.8)	1.4 (1.2)	1.4 (1.2)				1.15
	S. R. 10	9.0 (6.6)	2.5 (1.8)	86.6 (63.7)	15.8 (11.6)	1.4 (1.0)	0.8 (0.6)				1.36
B	N. T.	5.0 (12.5)	2.8 (7.0)	15.6 (38.7)	2.1 (5.1)	0.2 (0.4)	0.3 (0.8)	4.7 (11.5)			0.40
	S. R. 10	5.6 (6.8)	19.6 (23.7)	25.8 (31.2)	5.5 (6.6)	0.3 (0.3)	0.8 (0.6)	5.7 (6.9)			0.83
C	N. T.	3.8 (13.7)	0.3 (1.0)	13.1 (47.5)	1.2 (4.5)	0.1 (0.5)	0.1 (0.4)		0.1 (0.4)		0.40
	S. R. 10	4.5 (6.6)	12.7 (18.7)	24.5 (36.2)	5.2 (7.6)	0.2 (0.3)	0.4 (0.6)		2.1 (3.1)		0.68
D	N. T.	4.6 (12.9)	2.0 (5.6)	15.7 (43.7)	1.8 (4.9)	0.2 (0.5)	0.1 (0.4)			1.3 (3.5)	0.36
	S. R. 10	4.9 (7.7)	20.1 (31.8)	19.0 (30.0)	4.4 (7.0)	0.1 (0.1)	0.3 (0.4)			1.5 (2.4)	0.63

R : Residual weight

E : Electrolytic weight

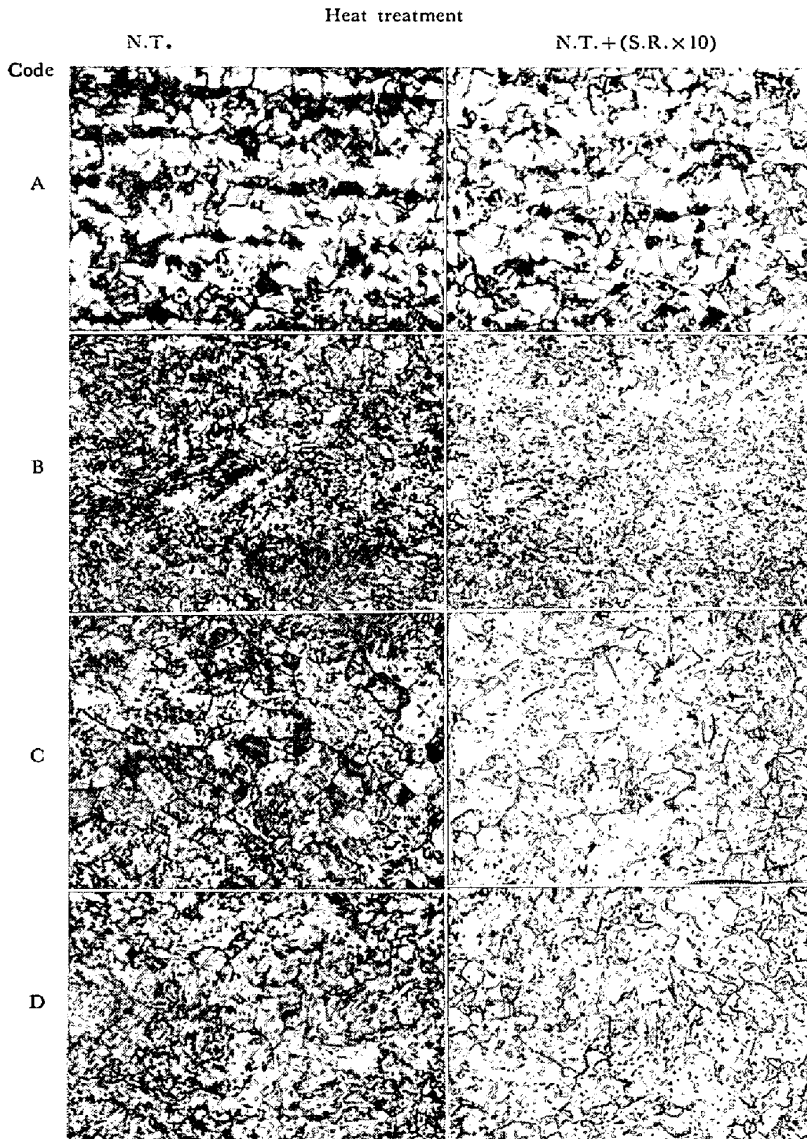


Photo. 1. Microstructure of test specimen.  $\times 200$  (2/3)

B は 0.5Mo-Nb, C は 0.5Mo-V, D は 0.5Mo-Ti 材である。A は溶鋼 250 kg を大気溶解後 100 kg 鋼塊に B, C, D は 溶鋼 100 kg を真空溶解後 100 kg 鋼塊に注入して冷塊とした後, 1250°C  $\times$  120 min の加熱保持を行なつて 30 mm 鋼板に圧延した。次に各鋼板より 30  $\times$  140  $\times$  300 mm の試片を切り出し, 930°C  $\times$  30 min の加熱保持を行なつた後, アスベスト板を用いて試料中心の冷却速度が 0.15°C/sec (900~450°C) になるような冷却を行ない, 650°C  $\times$  60 min の焼戻を行なつた。また SR は 625°C  $\times$  60 min とし, 60°C/hr の冷却速度での炉中冷却を 10 回繰返した。機械試験は JIS 4号引張試験片および JIS 4号衝撃試験片を板厚中心より圧延方向に採取して行なつた。なお, 板厚中心部の光学顕微鏡, 電子顕微鏡組織によりフェライト粒結晶成長および炭化物凝集の状態を調査した。

焼準+焼戻 (N.T. と略記) および N.T.+S.R. 10 回材について, 5%クエン酸ソーダ, 1.2% 臭化カリ溶液を用い, PH 6, 5 電流密度 6~8mA/cm<sup>2</sup> の電解条件で炭化物の抽出を行なつた。次に電解抽出後遠心分離器を

用い, アルコール洗浄して, 抽出物を分離した。なお, 炭素は燃焼法により, 他の金属は比色法を用いて分析した。

### 3. 試験結果

Table 1 に供試材の化学成分, Table 2 に熱処理による機械的性質を示す。抗張力は C, D, B, A の順に強く, 衝撃値は A, B, C, D の順に低い, 各鋼種とも S.R. による劣化現象があり, 引張, 衝撃性ともに低下していることが明らかである。Photo. 1, 2 に代表的鋼の顕微鏡組織を示す。写真から明らかなように, S.R. 回数による炭化物の凝集, フェライト粒の粗大化がわかる。Table 3 に抽出による残渣物中の各元素の成分を示す。Table 3 に示されるように, 鋼中に含まれる介在物量は S.R. 増加とともに増大することがわかる。また析出物中の炭素は S.R. 回数の増加によつてもほとんど変化しない。また Mo, Mn, V は S.R. とともに析出物中に富化してゆき, 高温で安定な炭化物を形成する Nb, Ti は S.R. によつてほとんど影響されないことがわかる。

### 4. 考察

抽出物中の金属元素 (M) と炭素 (C) との比較を行なうと M/C は N.T. 時に低く, S.R. によつて漸次増大していく。これは焼準温度でオーステナイト域に固溶した各元素が, 冷却の時に炭化物として析出してくると思われるが, 炭素は変態域中で  $\gamma$  域に富化し, 金属元素は炭素程拡散が速くなく,  $\alpha$ ,  $\gamma$  域中に比較的均等に分布する。このため炭化物は  $\gamma$  域中で多く, 過飽和に炭素を固溶した炭化物の析出がおこる。一方 S.R. 回数の増大とともに金属元素は拡散によつて C を過飽和に含む炭化物中への固溶していくために (M/C) は S.R. によつて増加する。抽出物

中の Fe, Mn は Mo の存在によつて著しく異なり, Mo 少量の場合, 抽出物中の Fe, Mn は多く, Mo 多量の場合少なく存在する。これは鋼中の Mo がセメント中へ拡散する場合, 量の多少により S.R. 温度で著しく活性化エネルギーが異なることを示す。このため Mo が多量に存在する場合 Mn は S.R. によるセメント中への富化が抑制される。一方機械的性質と成分元素の比較を行なうと, V, Ti の単独添加は Mn-Mo 鋼の引張強度を上昇するが靱性を著しく劣化し, Nb の添加は機械的性質を悪くしない。また S.R. に伴う材質劣化も少ないことがわかる。これは Nb, V, Ti による炭化物の形状の相違および光学顕微鏡組織の相違によつて説明される。

### 5. 結 言

Mn-Mo 鋼の機械的性質におよぼす Nb, V, Ti, 添加の影響および S.R. に伴う各種の挙動について調査した結果を得た。

a) V, Ti の添加は引張強度をあげるが靱性を悪化し Nb の添加は引張強度を若干あげ, かつ靱性を悪化しな

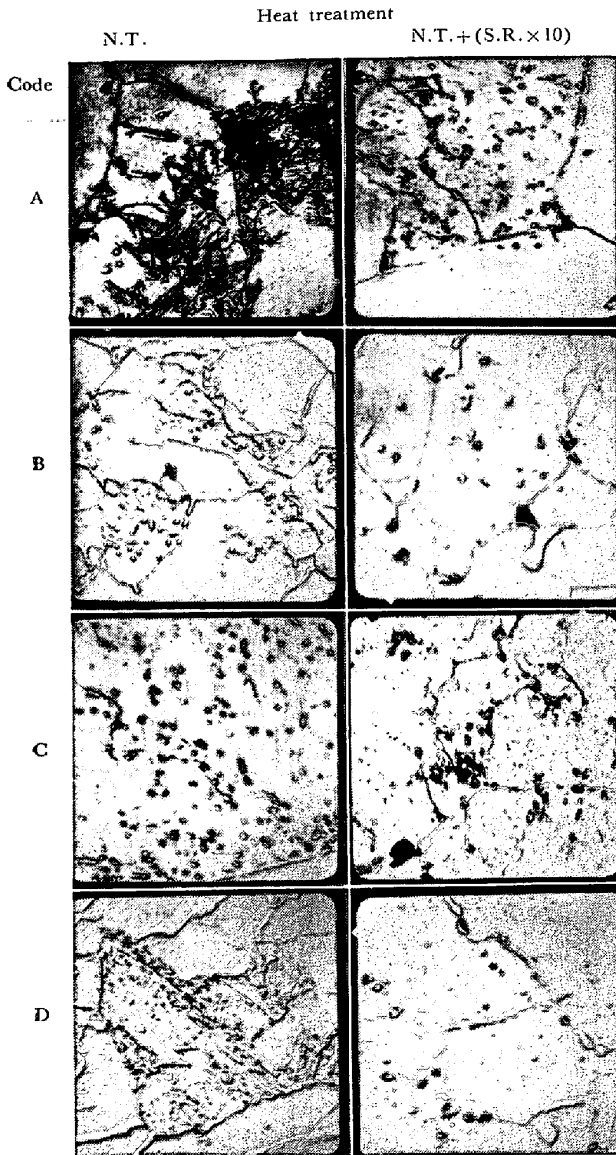


Photo. 2 Electron microscope structure of carbon replica.  $\times 3000(3/5)$

- い.
- b) S.R. によつて抽出物中に富化する合金元素は Mn, Fe, Mo がほとんどである.
- c) 抽出物中の Ti, Nb は S.R. によつてほとんど変化しないが V は S.R. とともに増大する.
- d) 残渣量/電解量は S.R. とともに増加する.
- e) 抽出物中の Fe, Mn 量は Mo の多少によつて大きく変化する.

文 献

- 1) B. WATKINS, et al.: Brit. Welding J, 10 (1963) 2, p. 295
- 2) 薄田, 他: 日本金属学会, (1965) 秋期講演会
- 3) 稲垣, 他: 金属材料研究所研究報告, (1965) 8, p. 42
- 4) T. KOUTSKY: Neue Hütte, 11(1966) 6, p. 367

(201) 鍛鋼焼入ロールの焼戻による応力緩和

日立製作所, 勝田工場  
 武市彦四郎・門瀬 益雄・○中川 師夫  
 Stress Relief of Forged Hardened Steel Rolls in Temper

Hikoshirō TAKEICHI, Masuo KADOSE and Mitsuo NAKAGAWA

1. 緒 言

4重冷間圧延機用の作業ロールは十分な剛性と高い表面カタサおよび深い硬化層が要求され, これらの要求を満たすために高炭素低クロム鋼の鍛鋼焼入ロールが一般に用いられている. 熱処理としては強烈的な水焼入がなされるために大きな焼入応力が発生し, 焼戻温度が低いので応力緩和が少なく, 焼入時に発生した応力がそのまま残っており鍛鋼焼入ロールは大きな残留応力を有するものと考えられている.

しかしながら本鋼を焼入したのち 80~160°C の温度で負荷応力を与えて焼戻を行なつた時の応力緩和が予想外に大きいことが明らかになつたので 50φ および 420φ の大小径テストロールを用いて焼戻による表面応力の変化を測定した結果につき報告する.

2. 実験 1 — 試験片による応力緩和率の測定 —

試料は 10 t エル式塩基性電気炉で溶製後, 鍛造, 焼準, 球状化焼鈍を行ない 5×10×50 mm の試験片を作成した. 試料の化学成分を Table 1 に示す.

試験片は 850°C に 1hr 保持したのち油焼入を行なつた.

2.1 一定温度で焼戻を行なつた時の焼戻時間と歪変化

試験片の 10×50 面中央に歪ゲージを貼り 80°C, 100°C, 130°C, 150°C, 160°C の温度に保たれた油槽中で所定の時間 (10 min~10hr) 焼戻を行ない室温まで冷却し歪変化を測定したのち再び同一温度で焼戻す操作を繰返し行なつた. その時の焼戻時間と歪の関係を Fig. 1 に示す.

Table 1. Chemical composition of sample (%).

C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0.85	0.30	0.35	1.95	0.25	0.10

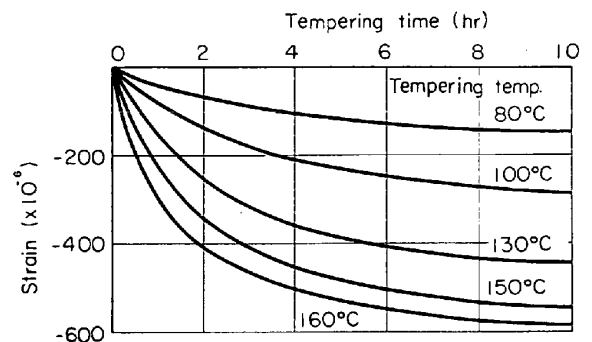


Fig. 1. Relations between strain and tempering time.