収縮阻止による熱応力が残留オーステナイト量に及ぼす影響*

萩原 巖** 金沢 正午** 熊田 有宏**

Iwao Hagiwara, Shogo Kanazawa and Uko Kumada: The Effects of Stress Induced by Preventing the Thermal Contraction on the Amount of Retained Austenite. (The Effects of Stress in Cooling on the Stability of Austenite: (I)). Thermal contraction in cooling was prevented as a representation of a special thermal stress in the surface layer of steel induced by quenching. The effects of such thermal stress on retained austenite (γ_R) were as follows. (A) Experiments on high carbon alloy steels. (1) The tensile stress induced by preventing the thermal contraction increased linearly with decreasing temperature and indicated the maximum value at M_s temperature, that was about 10kg/mm^2 . (2) The amount of γ_R was markedly increased by preventing the thermal contraction. This is contrary to the expectation from the mechanism of martensite transformation which has been interpreted from the criterion of shearing stress. (3) The effective temperature range of stress on γ_R existed between $100\sim 150^\circ\text{C}$ above M_s point and room temperature. Also the most effective temperature lies in the vicinity of M_s temperature. (4) The rise of cooling velocity at the range of above M_s temperature increased the amount of γ_R as the result of increment of induced tensile stress. (5) At below M_s temperature, the rise of cooling velocity decreased the amount of γ_R , similarly to free contraction cooling. Therefore it appears that there is no effect of stress on the thermal stabilization of austenite. (B) Stabilization of austenite by preventing the thermal contraction was not observed in medium and low carbon alloy steels, and in low carbon alloy steel the amount of γ_R was decreased, contrary to the case with high carbon alloy steels.

(Received December 19, 1958)

I. 緒 言

Fe-Ni 合金に一定の荷重を与えつつ冷却変態をさせる
とマルテンサイト変態(以後 M 変態と記す)が促進され
る⁽¹⁾⁽²⁾。この現象は要するに M 変態は機械的ひりや双晶
変形と同様に塑性変形の一環に属し、その変形の駆動力は
オーステナイト(以後 γ と記す)とマルテンサイト(以後
M と記す)の自由エネルギーの差であるという考えに基づ
いて説明することができる。すなわち外部から加えられた

剪断応力はそれだけ駆動力の助けとなり M 変態を促進せ
しめると解され、このような応力の作用をここで「剪断応
力効果」と呼ぶことにする。また外部応力の作用としてそ
の他に変態膨張の仕事に対して起る垂直応力の効果があ
り、これを「垂直応力効果」と呼ぶことにする。この垂直
応力効果は引張りの場合には変態を促進し、圧縮の場合には
阻止する影響をもっている。しかし剪断応力効果に比べて
その影響は少ないため、両応力効果の合成は引張り及び圧
縮の両者共に促進作用となるが、ただ引張応力の方がその
影響が大であることが計算されている⁽⁴⁾⁽⁵⁾。

** 北海道大学工学部冶金学教室

* 1956年10月本会 広島大会に一部発表；オーステナイトの安定化に及ぼす冷却中の応力の影響(第1報)

(1) E. Sheil: Z. anorg. allg. Chem., **207**(1932), 21.

(2) A. W. McRynolds: J. Appl. Phys., **20**(1949), 896.

(3) B. S. Lement, B. L. Averbach and M. Cohen: ASM, **47**(1955), 267.

(4) J. C. Fisher, D. Turnbull: Acta Met., **1**(1953), 310.

一方鋼の焼入に際して生ずる応力は、その焼入条件によって極めて複雑な変化をするものではあるが、その中で急冷を受ける表面層の応力について考えて見ると、そこでは自由な収縮が妨げられる結果表面温度の降下に從つて引張応力を増大し、 M_s 温度において一つの極大点を生ずることが推定される。 M_s 温度以下では内外の変態膨脹と熱収縮の差が複雑に作用して或る場合には引張応力の減少に引続いて圧縮に転じ、また或る場合には再び引張応力の増加となるであろうが、それらの挙動については或る程度焼入残留応力の測定結果を利用して推定することが出来る。しかし M_s 点以下の応力の変化がいずれであつてもとに角焼入によって生ずる応力により残留オーステナイト（以後 r_R と記す）は減少しなければならない。なぜならばすでに述べように M 変態は引張りでも圧縮でもいずれの場合もその応力によって促進されると考えられるからである。

焼入応力が一般に r_R を減少させるであろうという考えはすでに古くからあり⁽⁶⁾、油焼入と水焼入の r_R 量の相違の原因にも数えられた通りであるが、従来それは当然の事柄として充分に実験されることなく過ぎて来たようである。吾々は高炭素合金鋼について焼入によって生ずる表面の熱応力の或る特殊な場合を表わすものとして、冷却中の試片の軸方向の収縮を阻止することによって起る熱応力が r_R 量に及ぼす影響について実験を試みたところ、 M 変態に関する単なる剪断応力説から予想されるところと全く反対に r_R が却つて増加することを知つた。

まず第 1 報としてその実験結果を報告するものである。このことは熱処理の問題としてのみならず、変態の機構に関する問題でもあると考えたので、引続き第 2 報以下においてさらに別の方法により応力の影響を実験した結果を報告する予定である。

II. 試料及び実験方法

試料の形状は直径 5 mm、長さ 100 mm の丸棒に両端

Fig.1 Apparatus of experiment.

10 mm づつねじを切りナットを取付けた。熱収縮阻止には Fig.1 のような装置を用い、 950° で所定の時間 t 化した試片をすばやく A の如くセットし、試片が所定の温度まで冷却した時ハンドル B を廻転し試料のナットの底面を台 C 及び D に完全に接着せしめる。

試料の温度測定にはその中央表面に熱電対を接着し、また冷却速度の測定にはマイクロレコーダー（アーク式高速自記温度計）を使用した。 r_R 量の測定には、ねじの部分切除した長さ 80 mm の丸棒について本多・佐藤式熱膨脹試験機による焼戻差熱膨脹試験、

磁気分析および顕微鏡試験を行った。焼戻差熱膨脹は加熱速度約 $2^\circ/\text{min}$ 、中性体として試片と同種鋼の完全焼鈍材を用い、 r_R の分解による異常膨脹量により r_R 量を比較した。磁気分析も焼戻による磁気の変化を求め、 r_R の分解による磁気の異常増加量により r_R 量を比較し、また検

Fig.2 Relation of retained austenite obtained by microscopic, magnetic and dilatometric methods.

鏡法は試片の中央横断面についてその周辺部および中心部を除いた数個所の顕微鏡写真をポイントカウントして平均し r_R 量を求めた。これらの 3 方法は Fig.2 に示す如くよく一致したので以後は主として熱膨脹試験によつた。

試料は Table 1

の如く硬面ロールまたはベアリングなどに用いられている Cr 鋼(A 鋼)と、また肌焼鋼に滲炭を行つた成分に相当する Ni 鋼(B 鋼、この鋼は γ の安定化の研究に屢々諸外国でも用いられている)の 2 種類の高炭素合金鋼を使用し

Table 1 Composition of specimens.

Elements	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
Steel							
A	0.99	0.25	0.64	0.021	0.029	0.08	2.86
B	1.00	0.23	0.51	0.018	0.024	4.99	0.05

た。両鋼共空冷で Ar' 変態は完全に阻止されることを確かめたので、焼入冷却方法は主として空冷によつた。なお参考に中炭素および低炭素合金鋼についても実験したがその成分は後に述べる。

III. 実験結果および考察

1. 収縮阻止によって生ずる応力

応力の測定は Fig.1 の装置による直接の測定は困難であつたのでアムスラー試験機を用いた。すなわち 500 kg アムスラー試験に 950° に加熱した試片を手早くとりつけ（その間約 1 sec）、ただちに 5 kg (約 0.2 kg/mm^2) の初荷重を与えその時の試料の長さをそのまま常温まで持ち来たすべく廻転ドラム上の応力-歪線図が完全に縦軸に平行な直線になるように絶えず荷重を加えたものである。各鋼とも数回測定を繰返したが、線図の精度からその応力の誤差は $\pm 2 \sim 3\%$ であつた。Fig.3 は 930° よりこの方法により収縮阻止を行いつつ空冷した結果である。両鋼共同様に温度降下に從つて略々直線的に応力は増大し M_s 点において極大となり、 M_s 以下では変態による膨脹のために応力は急に減少するが、しかし室温に至つてもなお若干の引張

(5) J.R.Patel, M.Cohen: Acta Met., 1(1953), 531.

(6) 本多, 岩瀬: 金属の研究, 3(1926), 326.

応力を残留した。室温における応力は試片を試験機から取りはずす前後の寸法変化より M の弾性率を $2.05 \times 10^4 \text{ kg/nm}^2$ の

Fig. 3 Tensile stress induced by preventing the thermal contraction from 930° to room temperature.

より推定して描いたものである。

2. 収縮阻止の影響

950° に A 鋼は 50min, B 鋼は 30 min 保持して完全に γ 化した後、空冷途中の種々の温度より室温まで収縮を阻止した場合の r_R 量の変化を Fig. 4 に示す。A, B いずれ

Fig. 4 Retained austenite obtained by preventing the thermal contraction from various temperature.

の鋼種においても同様の変化を示し、収縮阻止の温度の低いほど従って熱応力が大なるほど r_R が顕著に増加し 800° 以上においては自由収縮で冷却した場合の約 2 倍に達している。なお A_r' 変態が一部発生すると残りの γ が安定化することがあり⁽⁸⁾⁽⁹⁾、一方応力が加わると A_r' 変態が促進される傾向があるが⁽¹⁰⁾、この実験においては応力が増加しても A_r' 変態は生じていないことを確認した。

Fig. 5 は 930° から収縮阻止のまま空冷した鋼を種々の温度より阻止を解き、それ以下の温度範囲を自由状態で室温まで空冷した場合の実験結果である。これによると r_R は M_s 点(自由状態で測定したもの)を中心としてその前後の温度範囲のみにおいて急激に増加しそれ以外の温度範囲においては変化がない。 M_s 点附近のこのような急激な増加の原因は熱応力の変化(Fig. 3)には見られないから、 γ の安定化には M_s 附近の或る温度範囲における応力のみ

が有効に作用すると考えられる。このような γ の安定化は緒言に述べた応力効果とはまさしく相反する現象であると

Fig. 5 The effective temperature range of stress on retained austenite.

いなければならない。

かくて r_R と M_s 附近の応力との間には一定の関係が成立することが予想される。次にその関係を求めて見よう。収縮阻止開始の温度 θ_i と M_s 点における応力 σ_m の関係は Fig. 3 の曲線からこれを求めることが出来る。すなわちその曲線を $\sigma = f(\theta)$ とすれば近似的に $\sigma_m = f(M_s) - f(\theta_i)$ であるから、Fig. 4 より自由状態と収縮阻止状態の r_R の差 Δr_R と θ_m の関係を求めると Fig. 6 の関係が得

Fig. 6 Relation between tensile stress at M_s temperature and increment of retained austenite.

られる。A, B 鋼種間に僅かの差が見られるが殆んど同じ曲線を描いている。我々は第 2 報においてこの曲線が荷重によって

応力を加えて得られた関係と略々一致することを示すであろう。

Fig. 5 において M_s 温度以上で収縮阻止を中止し応力なしに変態した場合にも r_R の増加が与えられることや、Fig. 6 のような応力と r_R の関係などは γ の安定化が加工硬化のためであることを暗示しているように見えるが、しかし加工は却って変態を促進するという実験もあり⁽¹⁾⁽³⁾、これだけでは確かではないのでこれは次報にゆづる。また仮りに加工硬化がその原因であるとしても何故に応力が変態を促すことなしに加工硬化のみを与えるかということは依然問題として残るのである。

3. 冷却速度の影響

γ の安定化に関する因子として加工硬化のような機械的安定化の他に熱的安定化がある。 r_R が冷却速度の増加に対して減少することもその現われである。熱的安定化には変態応力の弛緩、歪時効硬化或いは M の embryos の減少等色々考えられているが、いずれにしても応力によって

(7) 上田, 桑井: 本誌, 17(1953), 623.

(8) S.S. Steinberg: Arch. Eisenhütt., 7(1934), 537.

(9) 今井: 日本金属学会第 7 分科会報告, 11(1947), 9.

(10) 萩原, 金沢, 熊田: 本会戸畑講演大会第 5 分科会発表.

歪を受けた γ は熱的安定化が著しくなる可能性が考えられる。もしそうならば応力の安定化作用は急冷によって、より顕著に減少しなければならない。Fig.7 は950° 以上の

Fig.7 Effect of cooling velocity (mean of 850~600°) under preventing and free contraction.

冷却速度は850°より600°までの平均冷却速度をとった。自由状態では焼入冷却速度が増加すると γ_R が減少しているが、これはすでに知られたよう⁽¹¹⁾に M_s (正確には σ) 以下において生ずる熱的安定化のためである。一方収縮阻止状態では予想とは逆に冷却速度の増加と共に γ_R が増加し極大を経て減少に移っている。次に950°より M_s 温度(105°)までの冷却速度を一定とするため沸騰水中に冷却し、 M_s 以下の冷却速度のみを色々変えて実験した結果は

Fig.8 Effect of cooling velocity below M_s temperature, under preventing and free contraction

いて冷却速度の増加に伴う γ_R の増加は M_s 温度以上の冷却速度に原因し、これは恐らく冷却速度の増加によって引張応力が增大するためと考えられる。また或る冷却速度で γ_R が極大を経て減少するのは M_s 温度以下の冷却速度の増加による反対作用のためであることが知られる。結局以上の実験結果は γ の熱的安定化に対する応力の影響は殆んどないことを示し、従って引張応力による安定化は熱的安定化によるものではないことがわかる。

4. 成分の影響

比較のため Table 2 に示すような中炭素(C 鋼)と低炭素(D 鋼)の合金鋼について収縮阻止の実験を行って見た。いずれも空冷で完全焼入となる成分で、その M_s と

M_f の測定結果は Table 3 に示した。これらの鋼種について実験した結果は、中炭素合金鋼においては如何なる温

Table 2 Composition of specimens.

Element	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
Steel								
C	0.58	0.41	0.64	0.025	0.031	4.94	0.06	tr
D	0.19	0.40	0.62	0.026	0.028	0.07	5.46	0.45

Table 3 Effects of stress on medium and low carbon alloy steel.

Steel	Retained austenite (Scale reading)		M_s	M_f
	free	prevention		
C	32	32	220°	45°
D	7	1	405°	325°

度から収縮阻止を開始したものもすべて自由状態と全く同じであり、低炭素合金鋼ではその γ_R 量は一般に極めて少ないが、収縮阻止開始の温度が高いほど明らかに γ_R の減少があり、普通に応力効果が生ずることを認めた。Table 3 はそれらの中から930°より収縮阻止した場合と自由収縮の場合とを採りあげて比較したものである。このように収縮応力の効果が γ_R に対して炭素量が低くなるに従って逆転の傾向を現わすことは注目すべき事柄と思われる。

IV. 総 括

焼入によって生ずる表面の熱応力の或る特殊の場合を表わすものとして、冷却中の試片の軸方向の収縮を阻止することによって起る熱応力が残留オーステナイト(γ_R) 量に及ぼす影響について実験を行った。

(A) 高炭素合金鋼においては

(1) 収縮阻止によって生ずる引張応力は M_s 温度附近において極大となり約10kg/mm² の値に達する。

(2) 収縮阻止によって γ_R は著しく増加する。この現象は従来のマルテンサイト変態についての剪断応力説から予想されるところとは全く逆であることを見出した。

(3) 収縮阻止において応力が γ_R 量に影響する温度範囲は M_s 点より約100~150°上の温度より常温までの温度範囲で、 M_s 点附近において最も効果的であった。

(4) 収縮阻止の場合 M_s 以上の温度における冷却速度の増加は、引張応力を増大する結果として γ_R の増加を与えた。

(5) M_s 温度以下の冷却速度の増加は、収縮阻止の場合も自由収縮の場合と殆んど同様に、冷却速度のある程度以上の増加において γ_R の減少を生じた。従ってオーステナイト(γ) の熱的安定化に対する応力の影響は殆んどないものと認めた。

(B) 中炭素合金鋼では収縮阻止による γ の安定化は起らず、また低炭素合金鋼においては反対に γ_R の減少を認めた。すなわち低炭素と高炭素の合金鋼とにおいて反対の現象を示した。

最後に本研究に熱心に協力された金子侃司君に深謝すると共に、試料のお世話をいただいた日本製鋼所室蘭製作所に厚く御礼申上げる。なおこの研究は文部省科学研究費によったことを記する。

(11) W.J.Harris, M.Cohen: Metal Technol. T.P. 2246, Sept. (1948).