

討12 準安定オーステナイト鋼の加工誘発マルテンサイト変態における応力と歪の寄与

京都大学大学院
京都大学工学部小野寺 智博
田村 今男

I はじめに

TRIP現象の原因となる加工誘発マルテンサイト変態の機構に関しては、現在もなお多くの議論があり、明確にされてはいない。主要な問題点は、応力による機械的駆動力と誘発されるマルテンサイト量との関係、および Olson と Cohen¹⁾の主張するシアバンドの交叉によるマルテンサイトの核生成機構が実在するのか、あるいは交叉機構そのものも交叉による応力集中に過ぎないのかという点であろう。

そこで、本研究では加工誘発変態において、応力と歪がそれぞれ果たす役割を明らかにすることを目的とした。

II 応力の寄与

II-1 基礎的事項

マルテンサイト変態はせん断機構で起こるため、付加応力のせん断成分が主として変態を助けると考えられる。しかし、マルテンサイト変態時に体積変化を伴う場合には、体積変化は晶界面に垂直に生ずると考えられるので、応力の晶界面に対する垂直成分もある程度の寄与をする。

すなわち、応力の寄与は、マルテンサイト変態時の変形を助けて成す仕事(機械的駆動力)として評価できる。そこで、マルテンサイトの生成量を機械的駆動力と対応させることにより、加工誘起変態における応力の寄与を明らかにする。また、試験片作製時の伸線加工による集合組織の影響についても検討する。

図1は化学的駆動力と機械的駆動力の関係を示したものである。図1の直線は、オーステナイトとマルテンサイトの自由エネルギーを表す。オーステナイトを冷却した場合、両者の等しくなる温度 T_0 から過冷されて、化学自由エネルギーの差が W_c^0 に達する M_s 点でマルテンサイトが生成し始める。 M_s 点からさらに過冷された T_2 でのマルテンサイト生成量 V_M は、化学的駆動力の増加分 $\Delta W_c(T_2) = W_c(T_2) - W_c^0$ の関数 $f(\Delta W_c(T_2))$ で表わされるものとする。

$$V_M = f(\Delta W_c(T_2)) \quad \text{----- (1)}$$

次に、 M_s 以上の温度 T で応力を加えた場合、機械的駆動力 $W_d(\sigma)$ と T における化学的駆動力 $W_c(T)$ の和が W_c^0 に等しくなる応力で変態が開始する。この時の機械的駆動力を W_d^0 とする。さらに応力が増加した場合の機械的駆動力の増加分 $\Delta W_d(\sigma)$ が先の ΔW_c と同じ寄与をすると考える。従って、マルテンサイト生成量は次式で表わされる。

$$V_M = f(\Delta W_d(\sigma)) \quad \text{----- (2)}$$

この W_d は、Patel と Cohen²⁾によって求められているが、任意の方位を考えると次式のように修正される。

$$W_d(\sigma, \theta, \alpha) = \frac{1}{2} \sigma \{ \gamma_0 \sin 2\theta \cos \alpha \pm E_0 (1 + \cos 2\theta) \} \quad \text{----- (3)}$$

σ : 外部付加応力 γ_0 : マルテンサイト変態時のシア量 E_0 : マルテンサイト変態時の膨張量
 α : 晶界面上の最大シア方向と変態シア方向のなす角 θ : 晶界面の法線と応力軸のなす角 $\pm$: $+$ は引張, $-$ は圧縮応力

各結晶粒で、その方位がまったく任意であると仮定すると、試料全体のマルテンサイトの体積率は(2)

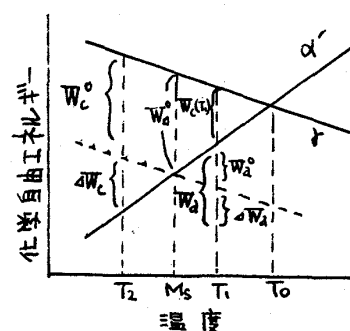


図1 マルテンサイト変態における化学的駆動力および機械的駆動力の関係

式を θ と α について平均することにより得らる。

$$V_M(\sigma) = \frac{1}{\theta_2 - \theta_1} \int_{\theta_1}^{\theta_2} \frac{1}{\pi} \int_0^{\pi/2} f(\Delta W_G(\sigma, \theta, \alpha)) d\theta d\alpha \quad (4)$$

==で、 θ_2 と θ_1 はマルテンサイト生成面が多数のバリアントを持つために、応力が最も有効に寄与する方位のバリアントが取り得る最大と最小の角度である。 θ_2' と θ_1' はマルテンサイトを誘発するのに必要な条件 $W_G \geq W_G^0$ による制限である。

次に、(4)式を用いて実測値との対応を調べた。合金は高周波真空溶解により作製し、熱間鍛造した後、伸線加工により6mm直径の丸棒として、図2に示した引張および圧縮両用の試験片を切削により作製した。最終熱処理として、Fe-29Ni-0.2Cでは1150℃で2時間、Fe-32Mn-0.2C

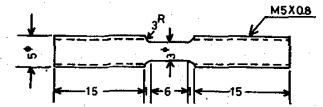


図2 試験片形状(mm)

では1050℃で2時間の溶体化処理後水焼入を行った。各合金の成分、 M_s 点および変態時の体積変化を表1に示す。

Alloys	C	Si	Mn	P	S	Ni	Fe	M_s	ΔV
Fe-29Ni-0.2C	0.22	0.09	0.002	0.002	0.004	28.94	bal.	-30	+4%
Fe-32Mn-0.2C	0.18	0.08	31.78	0.05	0.018	—	bal.	-196	-2%

II-2 Fe-29Ni-0.2C合金の場合

本合金における、冷却によるマルテンサイト生成量と M_s からの過冷度 ΔT の関係を図3に示す。マルテンサイト量の測定は線分法により行った。図3から、 V_M と ΔT の関係を次式で近似する。

$$V_M = 1.70 \Delta T \quad (5)$$

変態の駆動力と ΔT の関係を、Fateh & Cohen⁵⁾による次式で近似する。

$$\Delta W_G(T) = 1.33 \Delta T \quad (\text{cal/mole}) \quad (6)$$

また、 γ_0 と ϵ_0 の値として、Machlin & Cohen⁷⁾による $\gamma_0 = 0.20$, $\epsilon_0 = 0.04$ を使用した。また、本合金の場合、晶界面は $\{310\}_{\beta}$ と考えらるため、 θ_2 と θ_1 として、引張では $28^\circ < \theta < 46^\circ$ 、圧縮では $46^\circ < \theta < 60^\circ$ の制限を生じる。(5)、(6)式および上記の値を用いて(4)式の関係を導くと次式で表わされる。

$$\text{引張では、} V_M = \sigma [0.011 (\cos 2\theta_2' - \cos 2\theta_1') + 0.069 (\theta_2' - \theta_1') + 0.034 (\sin 2\theta_2' - \sin 2\theta_1')] - 0.61 (\theta_2' - \theta_1') \quad (7)$$

$$\text{圧縮では、} V_M = \sigma [-0.014 (\cos 2\theta_2' - \cos 2\theta_1') - 0.088 (\theta_2' - \theta_1') - 0.043 (\sin 2\theta_2' - \sin 2\theta_1')] - 0.78 (\theta_2' - \theta_1') \quad (8)$$

ただし、 σ は付加応力 (kg/mm^2)

M_s より高温の -26°C において、引張および圧縮したときのマルテンサイト生成量と応力の関係を図4に示す。○および×は測定値で、実線が(7)および(8)式で求めた計算値を示す。なお、 W_G^0 を求めるため、マルテンサイトが生成し始める応力として●を使用した。(7)および(8)式による計算値と実測値は良好一致を示している。また引張と圧縮の相違は、マルテンサイト変態時の体積膨張に起因すると考えらる。上述の結果は、加工誘発変態におよぼす付加応力の寄与が変態の機械的駆動力で説明できることを示している。

II-3 Fe-32Mn-0.2C合金の場合

本合金では、 $\gamma \rightarrow \epsilon$ -マルテンサイト変態のみが生じる。 -196°C で引張および圧縮したときのマルテンサイト生成量と応力の関係を図5に示

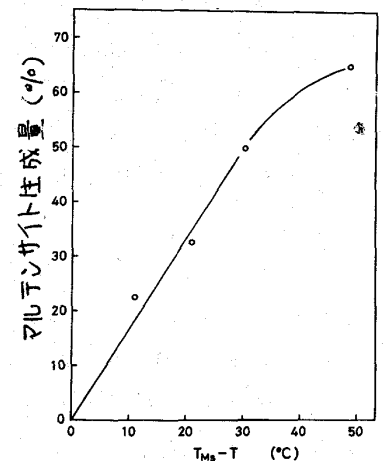


図3 Fe-29Ni-0.2Cの M_s からの過冷度とマルテンサイト生成量の関係

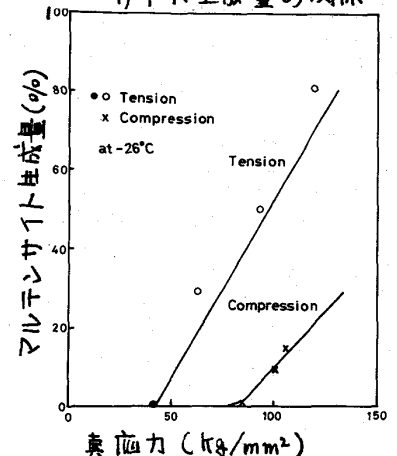


図4 Fe-29Ni-0.2Cの -26°C における変形応力とマルテンサイト量の関係

す。○および×は測定値で、実線がFe-Ni-Cの場合と同様にして(4)式から求めた計算値である。測定値と計算値はよく一致を示しているが、引張と圧縮の相違はよく対応している。本合金の M_s 点は -196°C 以下であり、 V_h と ΔT の関係を測定により求める事ができる1)ので、種々のMn量を含むFe-Mn合金に対する藤田と内山の報告⁸⁾から推定した。図4の計算値と測定値の不一致は、この近似の粗さに起因するものと考えられる。しかし、引張と圧縮で図4の様には差が現れることは、変態時の体積収縮に起因すると考えられ、従って、応力の寄与が(3)式の機械的駆動力で表わされることを示している。

II-4 集合組織の影響について

本研究では試料作製時に伸線加工を施したので、伸線加工による集合組織の影響が現れたと思われる。そこで、II-2で用いたFe-29Ni-0.2Cの伸線加工材から一辺の長さ4mmの立方体の試料を切り出し、図6の(a)と(b)の方向から圧縮試験を行った。試験温度は図4と同一の -26°C である。

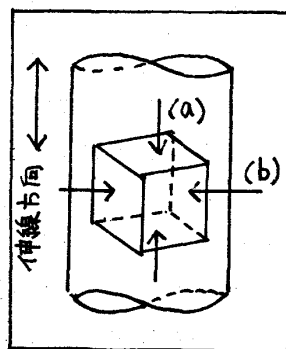


図6 圧縮試験の方向

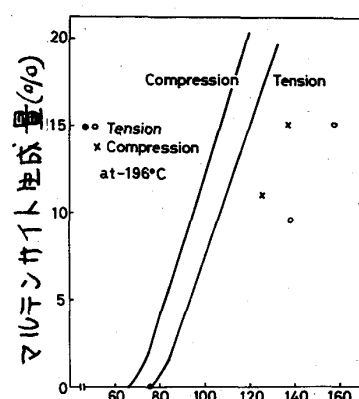
図7に(a)と(b)の方向で圧縮した場合に生成したマルテンサイト量を図4の結果と合せて示した。△が(a)、▲が(b)方向から圧縮した場合で、○と×および実線は図4の結果を再掲したものである。図4の結果はすべて(a)方向から変形した場合に相当する。図7からわかるように、(a)と(b)で大きな相違はみられず、集合組織の影響は少ないと考えられる。

III 歪の寄与

III-1 基礎的事項

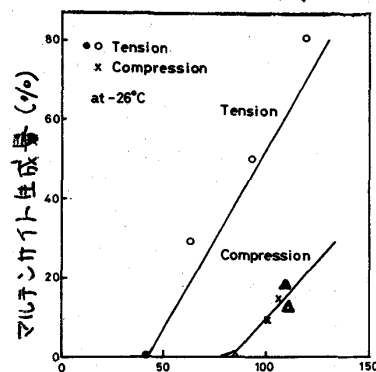
OlsonとCohen¹⁾は、BollingとRichman⁹⁾の実験結果を整理して図8を得た。図の M_s^* は、 M_s 以上で応力を加えた場合に塑性変形が開始する前にマルテンサイト変態が起る上限の温度である。 M_s^* 以下では、温度の上昇に比例して変態に必要な応力は上昇しているが、 M_s^* 以上では上昇してはいない。たとえば、温度 T_1 で、a以上の応力が加えられるとオーステナイトは塑性変形を起こして加工硬化し、bに達してマルテンサイト変態を起こす。しかしbは塑性変形を起こさないうちの延長上にあるcよりもかなり低い応力である。OlsonとCohenは、この原因として、図9に示すような α/γ と γ/α の二つのタイプのマルテンサイトの芽が出来るためとした。

しかし、局所的に応力が集中し、その局部では図8のcの応力に達していると考えると、どの様な機構を考える必要はない。著者らは、従来積層欠陥エネルギーが高く、変形双晶は生じないと考えられていたFe-Ni-C合金においても変形双晶が生じることを確認し



真応力 (kg/mm²)

図5 Fe-32Mn-0.2C合金の -196°C における応力とマルテンサイト量の関係



真応力 (kg/mm²)

図7 Fe-29Ni-0.2Cを -26°C で、(a)△および(b)▲方向から圧縮した場合のマルテンサイト生成量

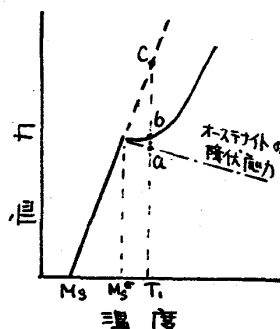


図8 マルテンサイト誘発に必要な応力と試験温度の関係

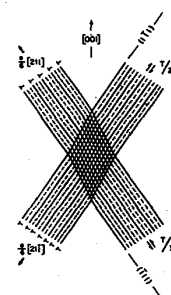


図9 OlsonとCohen¹⁾が示した核生成機構

た。¹⁰⁾ この変形双晶は、OlsonとCohenが主張するシアードに相当するものである。そこで、この変形双晶とマルテンサイト変態の関係を調べることにより、マルテンサイト変態に与える歪の寄与を明らかにする。

Ⅲ-2 実験方法

Fe-19Ni-0.03CおよびFe-24Ni-0.47C合金を高周波真空溶解により作製した。その後1200℃で20時間均一化した。最終熱処理として1000℃で1時間の溶体化処理を行った。その後、 M_s 以上の種々の温度で加工を施した後、光顕および透過電顕により組織観察を行った。

Ⅲ-3 結果

両合金共、 M_d 点近傍で加工した場合、図10に示すバンド状の組織が生ずる。この組織がオーステナイトの薄い変形双晶の集合体であることは既に報告した。¹⁰⁾ この変形双晶とマルテンサイト変態の関係を調べるために、Fe-24Ni-0.47Cを種々の温度で引張変形した後、光学顕微鏡により組織観察を行った。

図11に代表的な温度で引張変形した時に得られた組織を示す。18℃の(A)では、変形双晶中にマルテンサイトが観察される。50℃の(B)では、変形双晶中にわずかと、オーステナイト粒界にマルテンサイトが観察される。粒界に観察されるマルテンサイトは隣接する結晶粒中のひずり帯が粒界と交叉するとそこに累積した歪値の応力によって誘発されたものと考えられる。100℃および200℃の高温では、変形双晶のほとんど明確なマルテンサイトは観察されない。

図12に、Fe-19Ni-0.03C合金を、変形双晶とマルテンサイトの両方が生成する温度である35℃で30%ひずりした時の透過電顕写真を示す。図中のAおよびB付近に認められる線状のイメージはオーステナイトの変形双晶境界である。また、マルテンサイトをMで示した。マルテンサイトは、変形双晶同士の交叉点自体とよりも、むしろ交叉点の周辺から一方の双晶面にはどのようにして生成している。従ってOlsonとCohenの主張するような交叉機構を考えるよりも、交叉による応力集中に起因してマルテンサイト変態が生ずると考える方が妥当と思われる。

参考文献 1) G.B. Olson et al.: J. Less-Common Metals, 28(1972)107.

2) T. Suzuki et al.: Script. Met., 10(1976)353.

3) 小野寺他: 材料科学, 14(1977)192.

4) 上田, 藤田: 日本金属学会誌, 41(1977)1007.

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

6) H. Onodera et al.: JIMIS-I Proceeding (1976)327.

7) E.S. Machlin, M. Cohen: Trans. AIME, 191(1951)1019.

8) 藤田, 内山: 鉄と鋼, 60(1974)525.

9) R.H. Richman et al.: Met. Trans., 2(1971)2451.

10) H. Onodera and I. Tamura: Script. Met. 投稿中



図10 Fe-19Ni-0.03C ($M_s = -45^\circ\text{C}$) を100℃で30%ひずりした時の光学組織

Fe-23Ni-0.47C ($M_s = -43^\circ\text{C}$)

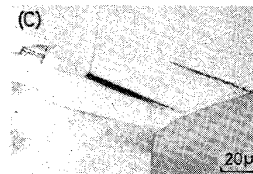
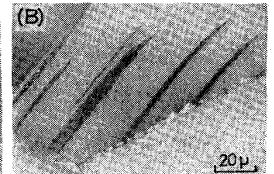
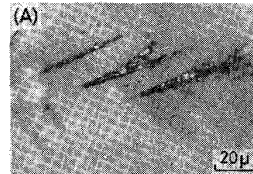


図11 A 18℃, B 50℃, C 100℃, D 200℃で約30%引張変形した時の組織 (図10, 11はFe-24Ni-0.47C合金)

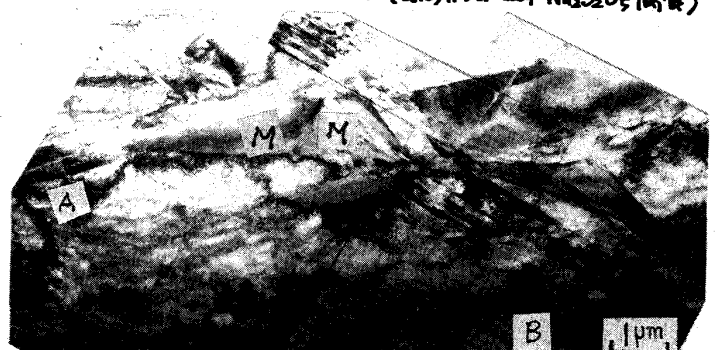


図12 Fe-19Ni-0.03Cを35℃で30%ひずりした時に得られた透過電顕写真