

Cu 添加鋼の熱間加工による微細組織形成機構

長谷 和邦*・平井 康正*・星野 俊幸*・松崎 明博*・天野 慶一*²・高木 節雄*³

Formation of Fine Ferrite Grains during Hot Deformation of Cu Bearing Steel

Kazukuni HASE, Yasumasa HIRAI, Toshiyuki HOSHINO, Akihiro MATSUZAKI,
Keniti AMANO and Setsuo TAKAKI

Synopsis : In order to refine the microstructure of low carbon steels, effect of copper addition was investigated in terms of super-cooling of austenite, dynamic austenite to ferrite transformation, and dynamic recrystallization of ferrite.

Large decrease in transformation starting temperature was observed by copper addition. This is caused by the segregation of copper to austenite grain boundaries during prolonged austenitizing treatment. Fine ferrite grain structure in size of $2.1 \mu\text{m}$ was obtained by the deformation of super-cooled austenite at the reduction of 50% at 1043K in 2 mass% Cu bearing steel whose A_r3 temperature was decreased to 1008K by austenitizing for 14.4 ks at 1223K. This grain refining process has two stages. In the first stage, the austenite was transformed to ferrite through a deformation induced dynamic transformation (DIDT). The DIDT ferrite was characterized by fine cementite particles which cannot be observed in usual ferrite formed by thermal transformation. Volume fraction of the DIDT ferrite increases with increasing the degree of deformation. In the next stage, the ferrite grains were further refined and equiaxed with increasing the degree of deformation. A possibility that a dynamic recrystallization of DIDT ferrite occurs during the deformation was shown and this results in the marked grain refinement of ferrite.

Key words: low carbon steel; copper; segregation; super-cooling; dynamic transformation; dynamic recrystallization; grain refinement.

1. 緒言

鋼の基本的な強化方法として、固溶強化、転位強化、析出強化および結晶粒微細化がある¹⁾。この中で結晶粒微細化は良好な強度・靱性バランスを得る方法として優れているため、最近、新しい手法による結晶粒微細化法の研究が活発に行われている。これら結晶粒微細化法を大別すると変態法と再結晶法があり、前者では過冷オーステナイト状態での加工と変態^{2,3)}、動的フェライト変態^{4,5)}、およびオーステナイトとフェライトの2相域での加工と変態⁶⁾、後者では、フェライトの動的再結晶⁷⁾や、マルテンサイト⁸⁾およびベイナイト⁵⁾の強加工後の再結晶がある。これらの結晶粒微細化法の中で、単純なプロセスで微細粒を得る有力な方法として大圧下法²⁾がある。大圧下法では、急冷処理により得られた過冷オーステナイトを1パスで大圧下加工することで、 $1.2 \mu\text{m}$ の微細フェライトが得られている。

ところでCuはオーステナイト域で長時間加熱すると粒界に偏析し、変態点を大きく低下させることが最近見出された⁹⁾。この現象を利用すれば、大圧下法において急冷処理することなく鋼の過冷度を上昇させうる。またCuの粒界偏析現象を鋼の微細組織形成に利用できれば、トラップエレメントとして環境保全の観点や希少資源の有効利用と

いった観点からCuを利用することが可能となる。

そこで本研究では、鋼の微細化手法としてCuをより積極的に利用するために、オーステナイトの過冷現象、オーステナイトからフェライトへの動的変態およびフェライトの動的再結晶の観点から、熱間加工時の組織形成挙動に及ぼすCuの影響を調査した。

2. 供試鋼および実験方法

2.1 供試鋼

供試鋼として0.1mass% C-0.2mass% Si-0.2mass% Mn鋼(以後、Base鋼)とこれにCuを2 mass%含有した鋼(以後、2Cu鋼)を用いた。供試鋼の化学組成をTable 1に示す。供試鋼はいずれも100 kg真空溶製鋼であり、1273Kで3.6 ks加熱した後、熱間圧延により厚さ60 mmの板とし、その後1523Kで18 ksの溶体化処理を行い、試験に供した。

2.2 熱処理および加工熱処理方法

供試鋼より直径8 mm、高さ12 mmの円柱状試験片を作製し、熱間加工シミュレータを用いて熱処理および加工熱処理を行った。それぞれの熱サイクルパターンをFig. 1とFig. 2に示す。

フェライト変態開始温度に及ぼす加熱保持時間の影響を

平成16年1月29日受付 平成16年4月16日受理 (Received on June 29, 2004; Accepted on Apr. 16, 2004)

* JFEスチール(株)スチール研究所(Steel Research Laboratory, JFE Steel Corp., Kawasakidori 1-chome Mizushima Kurashiki 712-8511)

* 2 JFEスチール(株)スチール研究所(Steel Research Laboratory, JFE Steel Corp., Chiba)

* 3 九州大学大学院工学研究院(Faculty of Engineering, Kyushu University)

Table 1. Chemical compositions of steels examined.

	(mass%)								
Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	N	O
Base	0.10	0.22	0.21	0.001	0.001	0.023	0.01	0.0020	0.0013
2Cu	0.11	0.22	0.22	0.001	0.001	0.025	1.97	0.0025	0.0014

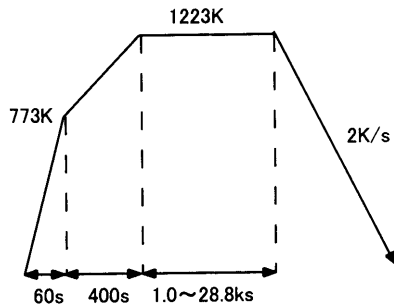


Fig. 1. Schematic illustration of heat treatments for studying the effect of soaking time on the austenite to ferrite transformation temperature of steels.

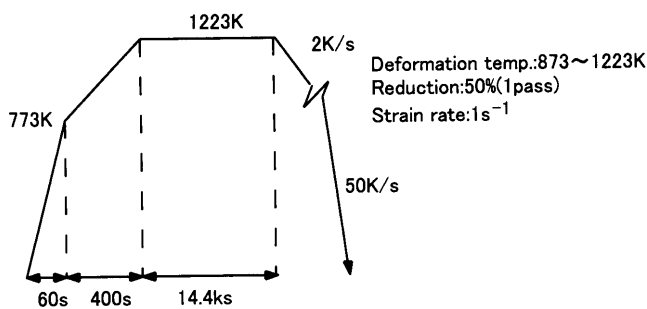


Fig. 2. Schematic illustration of thermo-mechanical treatments for studying the deformation induced dynamic transformation from austenite to ferrite.

検討する目的で供試鋼を1223Kで1.0~28.8 ks保持後、2K/sで冷却した場合の A_{r3} 温度を測定した。

また、それぞれの供試鋼を1223Kで14.4 ks加熱した後、2K/sで冷却し1223Kから873Kの種々の温度において歪み速度 $1s^{-1}$ 、圧下率50%の1パス圧縮加工を行い、組織を凍結するために加工終了後50K/sで室温まで急冷した。

2.3 ミクロ組織観察および解析方法

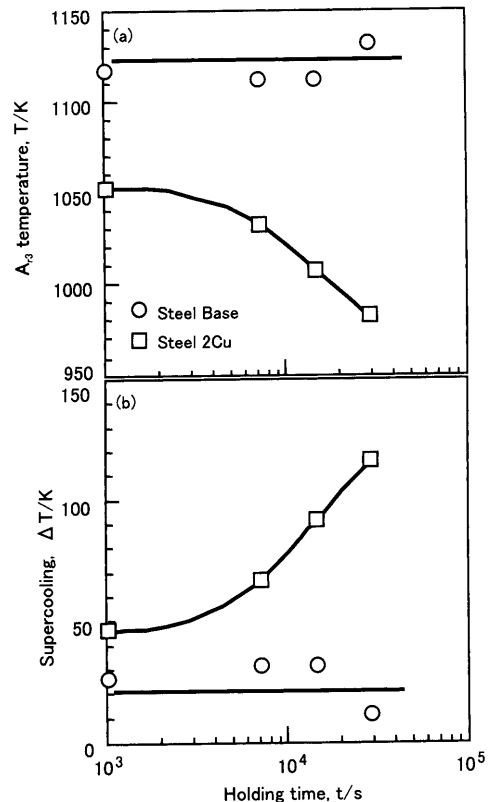
加工熱処理後の試験片の圧縮方向に平行な面を切断して研磨し、3%ナイトールで腐食後、試験片中央部のミクロ組織を光学顕微鏡により観察し、画像解析によりフェライト結晶粒径を定量化した。

加工熱処理により得られた組織に関して、EBSP (Electron Back Scattering Pattern) により隣接する結晶粒の方位差を解析し、方位差角で 15° 以上の大角粒界の分率を測定した。

3. 実験結果

3.1 フェライト変態開始温度

Base鋼と2Cu鋼の A_{r3} 温度と過冷度(ΔT)に及ぼすオース

Fig. 3. Effect of holding time in an austenite region on both of A_{r3} temperature (a) and supercooling ΔT (b). Steels were austenitized at 1223K for 1.0 to 28.8 ks, and then cooled at the cooling rate of 2K/s.

テナイト域での加熱保持時間の影響を Fig. 3 に示す。 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態がCの原子拡散によって律速される場合の過冷度 ΔT は A_{c3} 温度 $-A_{r3}$ 温度で定義される¹⁰⁾。Fe, C, Si, Mn, Cuの5元素の添加量からThermo-Calcを用いて計算した両鋼の A_{c3} 温度は1145Kと1100Kであった。Base鋼は、保持時間にほとんど関係なく A_{r3} 温度はほぼ一定値を示していたが、2Cu鋼では保持時間の増加にともない A_{r3} 温度が大きく低下した。その結果、過冷度 ΔT は、Base鋼では約20Kとほぼ一定であったのに対して、2Cu鋼では保持時間が長くなるにつれて増大し、28.8 ks保持材では約120Kに達した。

3.2 熱間圧延加工中の変形応力

Base鋼と2Cu鋼を1223Kに14.4 ks加熱して873~1223Kで1パス50%圧縮加工した時の真応力・真歪み曲線(S-Sカーブ)を Fig. 4 に示す。Base鋼では、1223K加工時のS-Sカーブは動的再結晶型の挙動¹¹⁾を示したが、加工温度が低下するにつれて加工硬化+動的回復型の挙動¹¹⁾へと変化した。一方2Cu鋼の場合、1223K加工では動的再結晶型の挙動を示したが、1083K加工では加工硬化型となり、

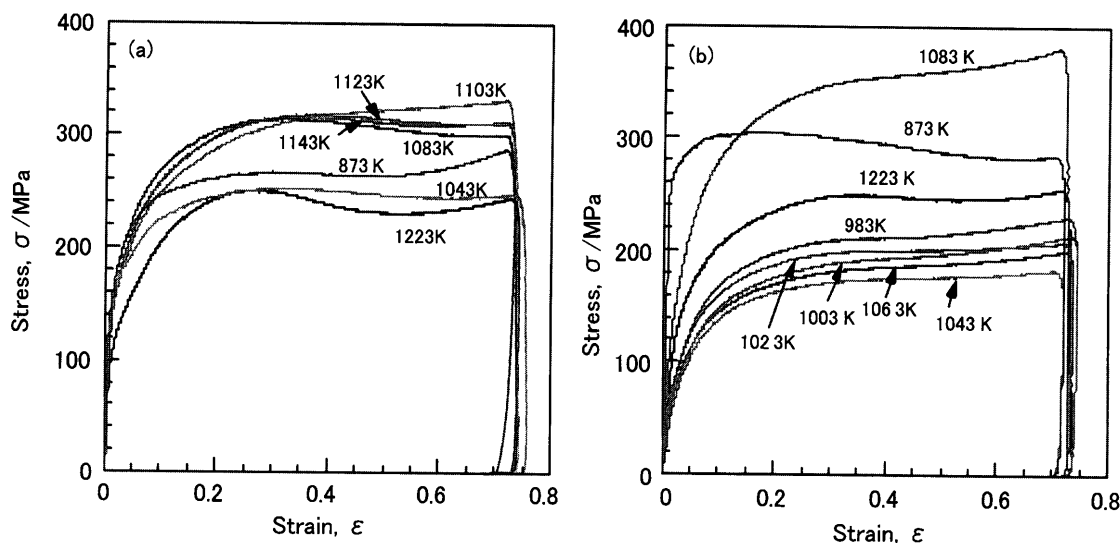


Fig. 4. True stress-true strain curves of steel Base (a) and steel 2Cu (b) in the deformation of 50% reduction at various temperatures.

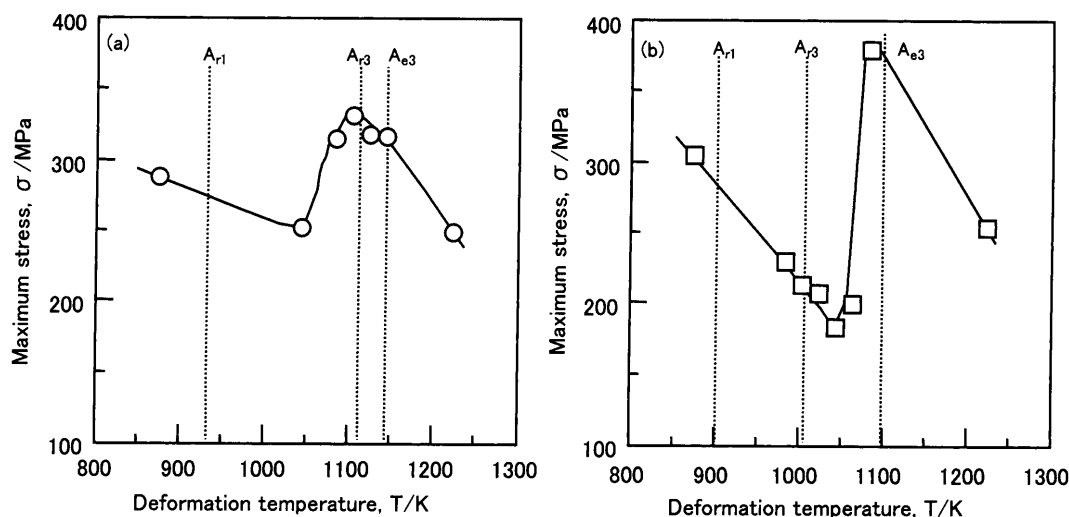


Fig. 5. Changes in the maximum stress as a function of deformation temperature in steel Base (a) and steel 2Cu (b), which is obtained from the results of Fig. 4.

さらに加工温度が低下するとBase鋼と同様に加工硬化+動的回復型の挙動を示した。

加工温度と変形応力との関係を明確にするために、S-Sカーブにおける最大応力と加工温度との関係を Fig. 5 に示す。図中に各鋼の A_{r1} 温度、 A_3 温度および A_{e3} 温度を示している。Base鋼は、 A_3 温度以上のオーステナイト域では高い変形抵抗を示し、1223Kから加工温度が低下するとともに変形応力が増加して A_3 温度で最大値を示す。2相域に入ると変形抵抗は急激に低下しており、この挙動は、従来から報告されている変形抵抗の加工温度依存性¹¹⁾と同様である。一方2Cu鋼では、オーステナイト域の1223Kから1083KまではBase鋼と同様に変形応力は増加したが、 A_3 温度から1063Kの温度範囲での加工では、オーステナイト域であるにもかかわらず変形応力がほぼ半減している。 A_3 からさらに温度が低下すると、温度低下とともに

変形抵抗が増加した。

3.3 熱間加工後のマイクロ組織

Base鋼と2Cu鋼について変形抵抗がもっとも低下した温度1043Kと A_{r1} 温度以下の温度である873Kで加工した場合のマイクロ組織を Fig. 6 に示す。

Base鋼の場合、変形抵抗のもっとも低下した1043Kはフェライトとオーステナイトの2相域に相当しており、冷却後のマイクロ組織は微細なフェライトと加工方向に垂直な方向に伸長したフェライトの混合組織であった。フェライト単相域である873Kで加工した場合には、加工方向に対して垂直な方向に伸長したフェライト組織となった。一方、2Cu鋼では、もっとも変形抵抗が低下した加工温度1043Kでは、平均粒径2.1 μm の等軸な微細フェライト組織を示し、さらに加工温度が低下するとBase鋼と同様に加工により伸長したフェライト組織となった。

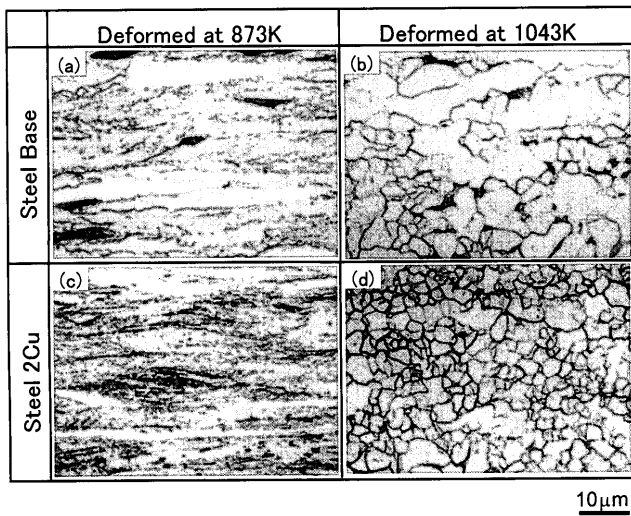


Fig. 6. Optical micrographs of steel Base and steel 2Cu with the deformation of 50% reduction at 873K ((a) and (c)) and 1043K ((b) and (d)).

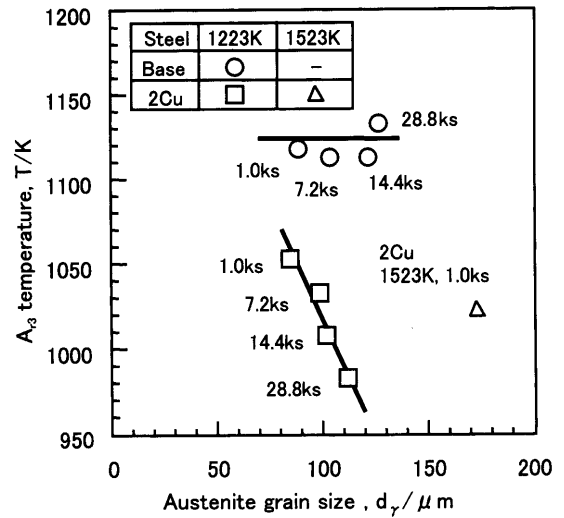


Fig. 8. Relationship between austenite grain size and A_3 temperature of steels. Austenitizing temperature was 1223K except for a special treatment of 1523K-1.0ks.

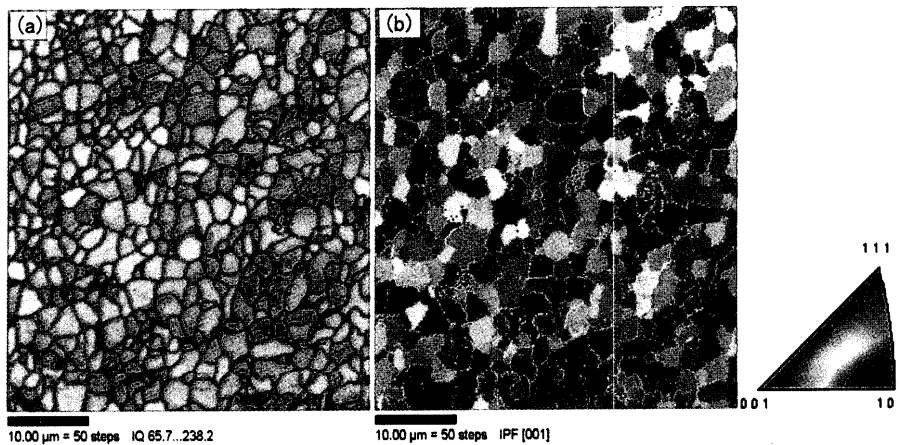


Fig. 7. Image quality (a) and orientation imaging map (b) of the fine ferrite grained steel 2Cu obtained by the deformation of 50% reduction at 1043K.

Base鋼と2Cu鋼を1043Kで加工して得られたフェライト粒の結晶粒間方位差をEBSPにより測定した。方位差角 15° 以上の大角粒の割合はそれぞれ71%と85%であり、2Cu鋼の方が、低温加工でも大角粒を有する微細な等軸フェライト粒となった。Fig. 7に2Cu鋼で得られた微細フェライト粒の結晶方位分布を示す。加工により得られた微細な等軸フェライト粒の結晶方位はランダムである。

4. 考察

4.1 Cu添加による A_3 温度の低下のメカニズム

各鋼の加熱時のオーステナイト粒径と A_3 温度との関係をFig. 8に示す。Base鋼は保持時間が1.0ksから28.8ksに増加することにより、平均オーステナイト粒径は $88\mu\text{m}$ から $126\mu\text{m}$ に変化した。一方、2Cu鋼は保持時間

の増加による平均オーステナイト粒径の変化はBase鋼よりも少ないにもかかわらず A_3 温度は1053Kから983Kまで70K低下した。Fig. 8中には2Cu鋼を1523Kで1.0ks保持後急冷した場合のオーステナイト粒径と A_3 温度との関係をプロットしている。1523K加熱材のオーステナイト粒径は1223K加熱材よりも粗大であるが、 A_3 温度は1023Kであり、1223Kで14.4ks、28.8ks保持したものよりも高かった。これは2Cu鋼の A_3 温度の低下が単にオーステナイト粒径の増加によるものではないことを示す。

次に、1223Kで14.4ks保持後急冷した試験片について、旧オーステナイト粒界の偏析元素をオージェ分析により調査した。オージェによる分析は、真空中で現出した粒界破面とへき開破面(粒内)において行った。得られたオージェスペクトルをFig. 9に示す。現れたピークと測定位置の比較から、旧オーステナイト粒界にはCuが偏析していた。さらに粒内と粒界において得られたそれぞれのスペク

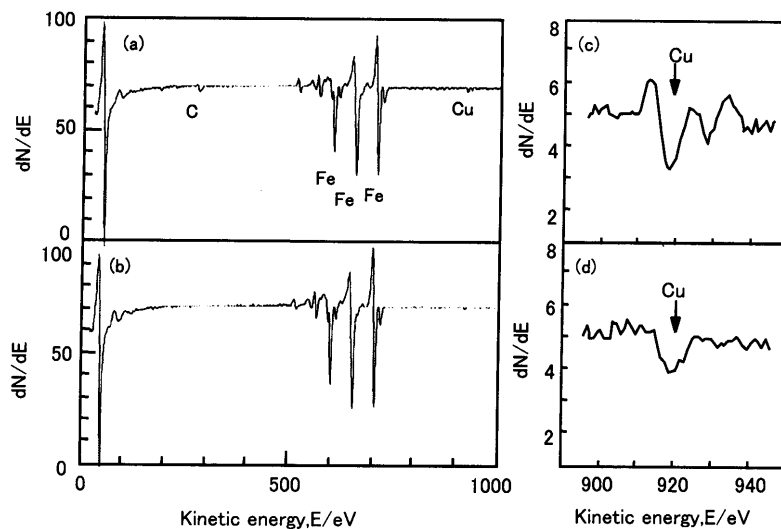


Fig. 9. Auger electron spectra obtained from the grain boundary (a) and, cleavage fracture surface (b). Spectra (c) and (d) are the magnified one for (a) and (b), respectively.

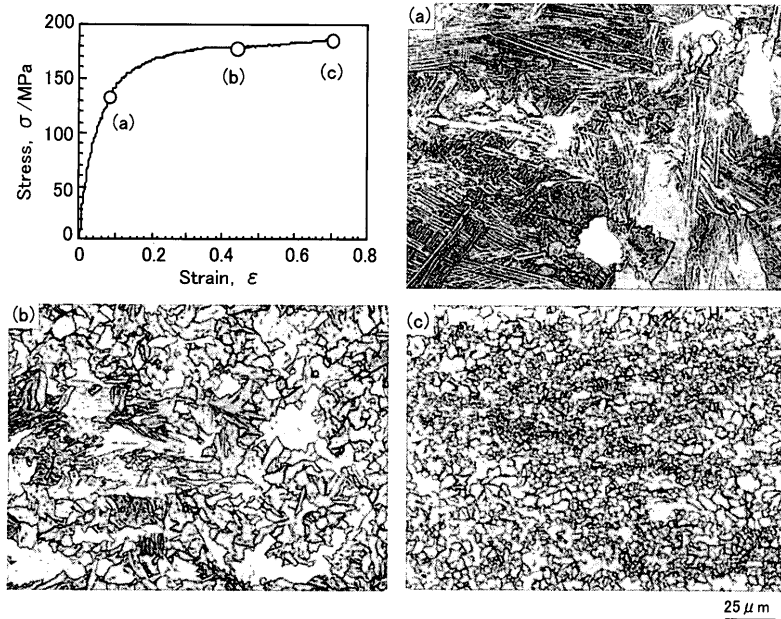


Fig. 10. Optical micrographs of steel 2Cu with the deformation of 8% ($\epsilon=0.08$) (a), 35% ($\epsilon=0.42$) (b), and 50% ($\epsilon=0.7$) (c) in reduction at 1043K.

トル強度からCuの濃度を定量化した結果、粒内の約2倍の濃度のCuが粒界に偏析していた。したがって、2Cu鋼において、長時間の溶体化処理で A_{33} 温度が低下した理由として、オーステナイト粒界へのCuの偏析を挙げることが出来る。一般にCuはNiやMnと同様なfcc安定化元素であり、Cuが粒界に濃化することによって粒界付近のオーステナイトを熱力学的に安定化して、その結果フェライトの核生成が抑制される。

4.2 Cu添加鋼の熱間加工時の組織形成機構—動的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態

一般に、Fig. 5(a)に示すように最大応力-加工温度曲線はオーステナイト域の低温になるほど応力は増加し、 A_{33} 温度で最大となり、さらに2相域に入るとフェライトの生

成により変形応力が低下する¹¹⁾。2Cu鋼の場合、最大応力はオーステナイト域の1083Kで380MPaとピーク値を示した後、同じくオーステナイト域である1063Kで大幅に変形応力が低下した。 A_{33} 温度よりも高い温度でのこのような大幅な応力の低下は、過冷オーステナイトを加工することによる動的な $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態、ならびにこれに引き続くフェライトの動的再結晶の可能性を示唆している。

1223Kで14.4ks加熱後の加工において、最も微細なフェライト組織が得られた1043Kでの加工中の組織変化を観察するために、歪み量0.08, 0.42および0.7で加工した後、急冷処理を行った。試験片の光学顕微鏡組織をFig.10に示す。真歪み0.08の試料では、未変態のオーステナイトから変態したベイナイト（一部マルテンサイトを含む）および

それとは明らかに形態が異なる粒界が凸凹した粗大なフェライト相が生成している。真歪み0.42の試料は、粒界の滑らかな微細粒、粒界が凸凹した粗大粒および未変態のオーステナイトから変態したベイナイトの混合組織であり、一部の粗大なフェライト粒は圧縮方向に対して垂直な方向に伸長していた。真歪み0.7の試料では、粗大なフェライトや伸長したフェライトは観察されず、全面が微細な等軸フェライト組織となっている。このように加工歪みの増加にともないフェライト分率が増加していたことから、フェライトは加工により誘起された動的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態で生成したものと考えられる。このことを明らかにするために、加工終了後の加熱過程での変態挙動を調べた。すなわち、1223Kで14.4ks加熱処理した2Cu鋼を1043Kで加工した直後、2K/sで昇温しながら熱膨張を測定した。結果をFig.11に示す。加熱中にフェライト \rightarrow オーステナイトの逆変態による収縮が現れており、1043Kで加工中にフェライト変態、すなわち動的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が起こったことを示している。

加工初期（歪み量0.08）に得られたフェライトについてTEMによる詳細な組織観察を行った。結果をFig.12に示す。加工初期に得られたフェライトは急冷中に未変態のオーステナイトから変態した周囲のベイナイトと比較して明らか

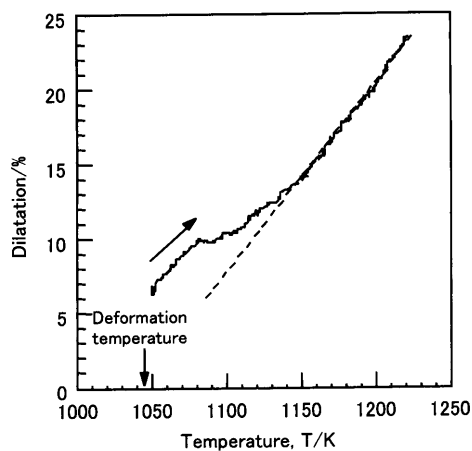


Fig. 11. Change in specimen length during heating at 2K/s after the deformation of 50% at 1043K in 2Cu steel. Dilatation curve shows a clear contraction caused by the reversion from ferrite to austenite.

に転位密度が低く、その内部には列状のセメンタイトが析出していた。列状炭化物を有するこのフェライト相は、Davenport¹²⁾や大森ら¹³⁾の報告による相界面析出により生成した炭化物を含む擬似パーライトと非常に類似した組織である。次に加工初期に得られたフェライトとその周囲のベイナイト組織についてCとCuの濃度分布をEPMAライン分析により調べた結果をFig.13に示す。加工初期に生成したフェライトは、周囲のベイナイトとほぼ同一のCとCu濃度を有している。Cについては前述のようにセメンタイトを含めた濃度である。したがって、フェライトはその周囲のベイナイトと同様に少なくとも合金元素（この場合Cu）の分配をともなわない変態により生成したことを示唆している。

これらの観察結果から本研究における動的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態として、a) ベイナイト変態、b) マッシュ変態、c) パラ平衡変態のいずれかが起こったと考えられる。

低炭素鋼の加工誘起動的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態に関して矢田の報告⁴⁾があり、加工誘起による高速のフェライト生成機構と

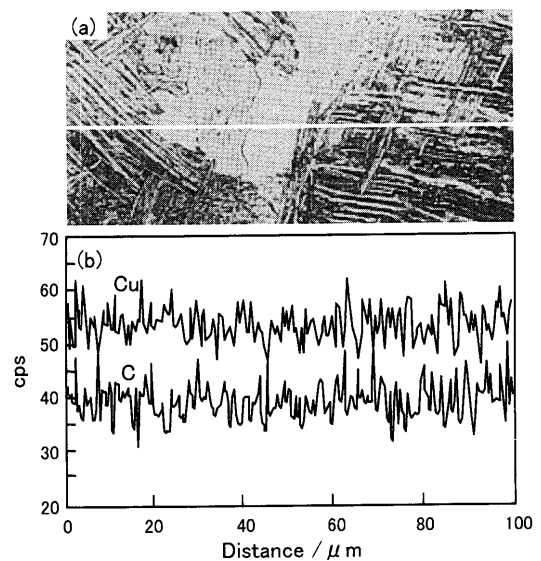


Fig. 13. Optical micrographs of steel 2Cu (a) and carbon distribution (b) measured by EPMA through the region containing DIDT ferrite.



Fig. 12. TEM bright field image (a) and diffraction pattern (b) confirming the existence of cementite in DIDT ferrite.

してマッシブ変態の可能性が示唆されている。マッシブ変態は、フェライトとオーステナイトの自由エネルギーが同一となる T_0 温度以下で起こる。

そこで T_0 温度を考察する。本研究においては、オーステナイトの加工中に変態が起こっていることを考慮しなければならない。オーステナイトの自由エネルギーは化学的自由エネルギーに加えて、加工により蓄積された歪エネルギーおよび変態中の加工による負荷応力が化学的エネルギーを補う効果¹⁴⁾を考慮する必要がある。加工により蓄積されるエネルギーは転位のエネルギーである。転位芯のエネルギーは弾性エネルギーの約10%でありこれを無視すると、転位の蓄積による単位体積あたりの内部エネルギーは次式で与えられる。

$$E = \rho \mu b^2 \dots \dots \dots (1)$$

ここで ρ は転位密度 (m^2/m^3)、 μ は剛性率 (GPa)、 b はバークスベクトルである。

歪量0.08の加工で導入される転位密度として 2×10^{15} (m^2/m^3) とし、回復が起こらないとすると、転位の蓄積による単位体積あたりの内部エネルギーは 20 J/mol 程度である。一方、加工による負荷応力が化学的自由エネルギーを補うとして、歪量0.08での応力が全て機械的駆動力に置き換わったと仮定し、PatelとCohenの手法¹⁵⁾で計算すると 75 J/mol であった。したがって、 T_0 温度を求める際、オーステナイトの自由エネルギーは化学的自由エネルギーに、 $20 \text{ J/mol} + 75 \text{ J/mol}$ を加算して計算する必要がある。

一方、フェライトの自由エネルギーに関しても、転位密度の高いベイナイトのような組織に変態する場合にはフェライトに蓄積されるエネルギーを考慮する必要がある。このエネルギーを考慮した場合の T_0 温度は、Bhadeshia¹⁴⁾により T_0' として記述され、当然のことながら蓄積エネルギーを考慮しない場合より低温側にシフトする。

以上の考察に基づいて、Thermo-Calcを用いて T_0 および T_0' 温度を計算した。なお、フェライトの蓄積エネルギーはBhadeshia¹⁶⁾に従い、ベイナイトで 400 J/mol 、Widmanstätten ferriteとして 50 J/mol とした。結果は、フェライトに蓄積エネルギーがない場合は $T_0 = 1081 \text{ K}$ 、ベイナイト変態であれば $T_0'(\text{B}) = 926 \text{ K}$ 、Widmanstätten ferrite変態であれば $T_0'(\text{W}) = 1047 \text{ K}$ であった。

本研究の加工温度は 1043 K であるので、 $T_0' = 926 \text{ K}$ の結果からベイナイト変態は起こりえない。一方、マッシブ変態はマッシブフェライトの蓄積エネルギーが不明であるが、0とすれば $T_0 = 1081 \text{ K}$ から、起こりえることになる。しかしながら、マッシブフェライトの転位密度は少なくともWidmanstätten ferrite以上にあると考えるのが妥当であり、 T_0' は 1047 K 以下にあると考えられる。したがって、 T_0' 温度は加工温度より低温になり、マッシブ変態も起こり得ない。またセメントイトも観察されたことからマッ



500nm

Fig. 14. TEM image of steel 2Cu quenched after the deformation of 50% reduction at 1043 K .

シブ変態の可能性は低い。

以上より、 T_0 あるいは T_0' 以上の温度で変態していることおよび、セメントイトが析出していたことから、本研究で観察された変態は、Cuの粒界偏析処理により得られた(過冷)オーステナイト \rightarrow Cuを固溶したフェライト + Fe_3C というパラ平衡変態が動的に起こったものである。

4.3 Cu添加鋼の熱間加工時の組織形成機構—フェライトの動的再結晶

フェライト粒の微細化過程が動的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態のみに依存しているのであれば、加工初期から中期にかけて動的に変態したフェライト粒は引き続き行われる加工により伸長したフェライト粒として観察されるはずである。しかし、加工終了後の組織には伸長したフェライトは観察されなかった。また、真歪み量の増加に伴いフェライト粒径が微細化された。したがって、微細フェライトの形成にはフェライトが加工中に動的再結晶した可能性がある。動的に再結晶したフェライトは、大角粒界で囲まれた等軸粒であり、かつその粒内に多くの転位を含む特徴をもつ⁷⁾。本鋼においてもFig.14に示すように加工により生成したフェライト粒内には多くの転位が観察され、動的再結晶粒の特徴を示していた。

フェライト鋼は、高温変形時の復旧過程は動的回復型金属に分類されるため動的再結晶が起こらないと考えられてきたが、最近では動的再結晶が起こりうるということが報告されている¹⁷⁻¹⁹⁾。さらには、IF鋼を用い、変形条件を種々変化させ動的再結晶の起こる条件が存在することを明らかにした¹⁷⁾。しかし、さらなる検討結果によると歪み速度 $1/\text{s}$ の場合、加工温度 1123 K 以下ではフェライトの動的再結晶は確認されていない。したがって、本研究において 1043 K で加工されたフェライトが動的再結晶を起こしたとすれば、加工温度と歪み速度以外に動的再結晶に影響する因子が存在している。この因子については今後の検討課題であるが前述のように、本研究において過冷オーステナイトの加工時に動的変態して生成するフェライトには微細なセメントイトの析

出が確認された。これら微細なセメンタイトが熱間加工中の回復を抑制した可能性があると考えられる。

以上の考察に基づく熱間加工中に、オーステナイトの加工硬化、動的回復、動的再結晶、動的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態、フェライトの加工硬化、動的回復、動的再結晶のいくつかあるすべてがほぼ同時に起こっていることになり、かつ加工の進行とともにオーステナイトとフェライトの量も変化するという極めて複雑な現象が起こっている。Fig. 4 に示した熱間加工時のS-Sカーブはいわゆる加工硬化+動的回復形の挙動を示しているが、上述の複雑な挙動を反映した結果であり、カーブの形から起こった現象を特定することはできない。

5. 結言

鋼の組織微細化法としてCuをより積極的に利用する目的で、0.1mass%C-0.2mass%Si-0.2mass%Mn-2mass%Cu鋼を用いて熱間加工時の組織形成挙動に及ぼすCuの影響を検討し、以下の結果を得た。

(1) 1223Kで28.8ks保持後、2K/sで冷却した時の A_{r3} 温度は1.0ks保持材と比較して70K低下し、この時の過冷度 ΔT は120Kであった。

(2) 1223Kで14.4ks加熱し、 A_{r3} 温度が低下した場合のオーステナイト粒界へのCuの粒界偏析量は、粒内の約2倍であった。

(3) 1223Kで14.4ks加熱保持し、オーステナイト域である1023Kで加工することで変形抵抗が大幅に低下し、大角粒界で囲まれた平均粒径 $2.1\mu\text{m}$ の微細なフェライト組織が得られた。このことは、Cuの粒界偏析現象の利用により、加工温度まで急冷処理することなく2K/sという低い冷却速度でも大圧下加工により微細フェライトの生成が可能であることを示している。

(4) フェライト組織の観察と T_0 温度の計算から、加工中に動的パラ平衡変態が起こることが示された。

(5) 動的に変態したフェライトは、引き続き加工により動的再結晶を起こした可能性がある。

本研究の組織形成に関して有益なご助言をいただいたケンブリッジ大学H. K. D. H. Bhadeshia教授、および析出物解析でご協力いただいたJFEスチール(株)スチール研究所 星亨主任研究員に感謝いたします。

文 献

- 1) 高木節雄：第141・142回西山記念講座，日本鉄鋼協会編，東京，(1992)，3.
- 2) Y.Adachi, T.Tomita and S.Hinotani: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 620.
- 3) S.Torizuka, O.Umezawa, K.Tsuzaki and K.Nagai: *CAMP-ISIJ*, **11** (1998), 565.
- 4) 矢田 浩，瀬沼武秀，松村義一：鉄鋼の結晶粒超微細化，鉄鋼基礎共同研究会鉄鋼の結晶粒超微細化部会編，日本鉄鋼協会，東京，(1991)，9.
- 5) M.Fujioka, Y.Abe and Y.Hagiwara: Proc. of 1st Symp. on Super Metal, R&D Inst. Met. Composites for Future Industries (RIMCOF) and Jpn. Res. Development Center for Met. (JRCM), Tokyo, (1998), 205.
- 6) N.Matsukura and S.Nanba: Proc. of 1st Symp. on Super Metal, R&D Inst. Met. Composites for Future Industries (RIMCOF) and Jpn. Res. Development Center for Met. (JRCM), Tokyo, (1998), 229.
- 7) N.Tsuji, Y.Matsubara, Y.Saito and M.Maki: *J. Jpn. Inst. Met.*, **62** (1998), 967.
- 8) T.Hayashi, O.Umezawa, S.Torizuka, K.Tsuzaki and K.Nagai: *CAMP-ISIJ*, **11** (1998), 566.
- 9) 星野俊幸：九州大学工学部学位論文，(2000).
- 10) 西澤泰二：材質の制御と予測，日本鉄鋼協会熱延プロセス冶金研究委員会編，日本鉄鋼協会，東京，(1988)，73.
- 11) 浜鍋修一：板圧延の理論と実際，日本鉄鋼協会編，東京，(1984)，161.
- 12) A.T.Davenport and P.C.Backer: *Met. Trans.*, **2** (1971), 2962.
- 13) Y.Ohori, A.T.Davenport and R.W.K.Honeycombe: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **12** (1972), 128.
- 14) H.K.D.H.Bhadeshia: *Bainite in Steel* (Second Edition), The Institute of Materials, (2001).
- 15) J.R.Patel and M.Cohen: *Acta Metallurgica*, **1** (1953), 531.
- 16) H.K.D.H.Bhadeshia: *Acta Metallurgica*, **29** (1981), 1117.
- 17) N.Tsuji, Y.Matsubara, Y.Saito and M.Maki: *J. Jpn. Inst. Met.*, **62** (1998), 967.
- 18) H.Yagi, N.Tsuji and Y.Saito: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 349.
- 19) N.Tsuji, G.Krauss and Y.Saito: *CAMP-ISIJ*, **14** (2001), 1161.