

氏 名	小 原 隆 史
授 与 学 位	工 学 博 士
学位授与年月日	平成 3 年 2 月 13 日
学位授与の根拠法規	学位規則第 5 条第 2 項
最 終 学 歴	昭 和 47 年 3 月 東北大学大学院工学研究科金属材料工学専攻 修士課程修了
学 位 論 文 題 目	軟質冷延鋼板の連続焼鈍における固溶炭素量の 制御に関する研究
論 文 審 査 委 員	東北大学教授 西澤 泰二 東北大学教授 平野 賢一 東北大学教授 及川 洪

論 文 内 容 要 旨

自動車、電気製品、缶などに大量に使用されている軟質冷延鋼板を製造するに際しては、焼鈍の工程が必要となる。焼鈍工程としては徐熱徐冷となる箱焼鈍法が主として採用されてきたが、処理時間が長すぎる等の欠点が目だってきたため、短時間に連続的に焼鈍する方法すなわち連続焼鈍法の開発が望まれていた。連続焼鈍法では、材質の硬化を避けながらできるだけ短い冷却時間で固溶C量を極力低減あるいは制御することが最も重要となる。本論文は、連続焼鈍冷却時の固溶C量の低下挙動あるいはセメントタイトの析出挙動を一般的に支配する金属学的原理を明確化し、冷却後の残留固溶C量を推定し制御すること、そしてさらに優れた加工性を有する軟質鋼板を連続焼鈍法によって製造する技術を確立することを目的として行われた結果をまとめたものである。全編7章より成り立っている。

第 1 章 序 章

本章では軟質冷延鋼板に要求される特性とそれらの特性を得るための金属学的条件についての考え方をまとめるとともに、連続焼鈍法に関する従来の考え方の問題点を指摘し、本研究の目的と意義について述べている。

従来は、成分と組織に依存して異なった結果が得られることが多かった。したがって、多くの実験が行われてきたにもかかわらず、冷却過程でのセメントタイトの析出を支配する金属学的条件は明確にされていなかった。また工業的な最適冷却条件も明確になっていなかった。そこで本研究では、

最も多量に製造されているC含有量が0.1%以下の軟質鋼板を連続焼鈍するに際し、①高温から短時間で冷却する場合の炭化物の析出過程を支配する金属学的因子の明確化、②その結果に基づく最適冷却履歴、とくに最適急冷速度と時効条件の確定、③対象とする全てのC含有量範囲で、種々の冷却条件における固溶C量の変化の推定を可能とすること、を目的としている。さらには急冷と時効処理する方法によって得られる材質の可能性と限界を明らかにすることも目的としている。予備実験の結果 (Fig. 1) に基づき、本研究では、①時効するまでの冷却条件、②結晶粒径依存性、③C含有量依存性、④正確な冷却熱履歴の再現、がとくに重要であることに着目して実験を進めている。

第2章 炭化物の析出モデル

本章では、析出現象を核生成と成長の段階に分けて考えることの必要性和、優先核生成場所としての粒界の重要性を指摘している。セメンタイトの分散状態は核生成段階ではほぼ決まり、その成長により固溶C量が増加するとした本論文の基本的考え方を示している。また核生成にとって重要なCの過飽和度の変化、あるいはセメンタイトの成長による固溶Cの変化を計算するための簡略化した拡散モデルを提案している。

低炭素鋼板においてセメンタイトはまず結晶粒界に優先析出する。そしてさらに結晶中心部にセメンタイトが析出するか否かはCの過飽和度の大きさによって決まると考えられる。結晶粒界付近のCの過飽和度は、粒界に析出したセメンタイトへのCの拡散によってわずかに数秒間の急冷途中にすでに低下すると推定される。したがってセメンタイトの分散を決定する因子として重要なCの過飽和度は、高温から時効温度までの急冷速度と結晶粒径に強く影響されると考えられる。従来の研究では重要視されていなかった結晶粒径の影響と冷却速度の影響がもっとも重要な因子となる。またC含有量が高温での固溶度0.02%以下になると、C含有量によってCの過飽和度が決まるようになる。以上のような過程をシミュレーションするため、粒界に沿ってセメンタイトが析出する場合とセメンタイト粒子が孤立して析出する場合について単純なCの拡散モデルを提案し、実験結果の解析に適用した。以上の推察に基づき、実験条件を結晶粒径の大小、C含有量の多少によって分類して次章以下の実験を行っている。

第3章 結晶粒径が大きい低炭素鋼における固溶C量の低減

C含有量が0.035%で板厚が0.6mmの冷延鋼板を800°Cに加熱後、650°Cまで徐冷しさらに時効温度まで急冷し3分間時効する短時間熱処理の条件下で、急冷速度、時効温度を変え、材質、組織、固溶C量の変化を観察した結果について述べている。

冷却速度によって結果が大きく変化した。時効までの急冷速度が30°C/s以下と小さい場合には結晶粒内にセメンタイトは析出せず、最終的に残留する固溶C量は高かった。冷却速度が大きく結晶粒径が大きい場合には、急冷直後の固溶C量は高いものの時効処理によって結晶粒内にもセメンタイトが析出し、最終的には固溶Cが最も低くなることが確認された。冷却速度が50°C/s以上の条件で粒内にも適度にセメンタイトを析出させた条件で、最も良好な材質が得られた。但し、セメ

ンタイトをあまり密に析出させると析出硬化が顕著になり材質が劣化した。したがって、低炭素鋼で良好な材質を得るためには、結晶粒径を十分に大きくすることそして50~100℃/s程度で急冷し400℃付近で時効する条件が適当であることが分かった。分散状態に大きな影響を及ぼす急冷直後のCの過飽和度は、結晶粒を球、粒界面がセメンタイトの優先析出場所であると仮定したCの拡散モデルにより推定可能である。これらの知見を応用し、C、Mnの含有量を下げ結晶粒径を大きくした鋼板を50℃/s以上の冷却速度で急冷し、400℃付近で3分程度保持することにより良好な特性が得られた。

また一方でこの結果より、低炭素鋼を急冷し短時間時効処理する方法では得られる材質に限界があることも分かった。すなわち、固溶Cを短時間で低減するためにはセメンタイトを高密度で析出させねばならないが、その条件下では析出硬化を避けることができない。したがって、非常に優れた材質を得るためには他の製造方法の開発が必要と結論され、極低炭素鋼を素材として用い単純に加熱冷却する焼鈍法の実用化が提案された。

第4章 結晶粒径が小さい低炭素鋼における固溶C量の低減

結晶粒径が小さい場合の急冷と時効の効果について述べている。

前章の結晶粒径が20 μm程度と大きい場合の結果と異なり、結晶粒径が小さい本章の結果では急冷の速度を変えても残留固溶C量はほとんど変化しない。その理由は、平均結晶粒径が10 μm程度と小さい鋼板の場合には、100℃/s程度の通常の急冷速度では粒内にセメンタイトを核生成させるに十分なCの過飽和度を得ることが出来ないためである。したがって、この場合には結晶粒界に沿って析出したセメンタイトの成長のみによって固溶Cが低下する。急冷後あるいは時効中の固溶Cの低下挙動は前述のモデルの適用でかなりよく推定できる。最終的な残留固溶C量は、粒内にセメンタイトが析出した場合より高くなる。残留固溶C量を低下させるためには結晶粒径を小さくすることが最も効果的である。これらの知見を活用し、連続焼鈍による軟質ブリキ原板の工業的大量生産を実用化した。

第5章 極低炭素鋼における固溶C量の低減

C含有量が0.01%以下と少ない鋼における急冷と時効処理の効果について述べている。

この場合には、C含有量が少ないため急冷しても十分なCの過飽和度が得られない。したがって、セメンタイトの析出は結晶粒界に限られる。急冷速度の影響はほとんど認められなくなる。セメンタイトの分布と時効温度によって固溶Cの低下速度が変化する。C含有量が0.01%程度と比較的高い場合には粒界に沿ってかなりの密度で析出する。そしてさらにC含有量が低下し0.006%程度になると、粒界の中でも、エッジまたはコーナーにのみセメンタイトが核生成するようになる。これらの場合にもセメンタイトの分布に対応した拡散モデルにより固溶Cの低下挙動が良く推定できる。C含有量がさらに低下し0.004%以下になるとセメンタイトは析出しなくなり、過時効の効果は全く認められなくなる。

第6章 Tiを添加した極低炭素鋼における固溶C量の制御

以上述べてきたように低炭素鋼では時効処理によって固溶C量が変化するが、C含有量が十分に低い極低炭素鋼で固溶C量を制御しようとする場合には新たな考え方が必要となる。Tiを添加した極低炭素鋼における新しい固溶C量の制御方法と、その結果を応用し開発した焼付け硬化性を付与した超深絞り用鋼板について述べている。

C含有量が0.002%程度になると急冷過時効処理の効果が全く認められなくなる。したがって、このような鋼で固溶Cをさらに低下させるためには、Tiを添加しCは炭化物(TiC)として固定する。従来の極低炭素鋼のC含有量は0.006~0.01%程度と比較的高かったが、この場合の析出物の分散はほぼTi添加量に依存して変化することが知られている。しかしながら、最近の極低炭素鋼は鋼溶製技術の進歩によりC含有量が0.002%程度まで下がっており、Ti添加量もそれに対応してかなり少なくなっている。このような条件では、TiCは核生成しにくくなり他の析出物(この場合は主としてTiの硫化物)を優先核生成場所として析出することが考えられる。実験によりS含有量を変えることによってTiCの析出密度を制御できることを見いだした。この知見を応用し、Ti添加極低炭素鋼でS含有量を0.003%以下とすることによりTiCの析出密度を低下させ、焼付け硬化性を付与した超深絞り用鋼板が開発された。

第7章 総括

本章は研究により得られた知見を総括している。C含有量が0.1%未満の軟質冷延鋼板について、連続焼鈍の時効処理における固溶C量の制御方法と限界を、炭化物の核生成と成長の考え方を適用することにより明らかにしている。また、今後その重要性が増すと考えられている極低炭素鋼における析出物の分散制御の可能性についても、核生成場所の制御の観点から述べている。よって連続焼鈍法による優れた特性を有する軟質冷延鋼板の製造とその工業化設備に必要な知見を与えることができた結論している。また、低炭素鋼板における炭化物の析出挙動について、学術的にも有用な結果を得たと結論している。

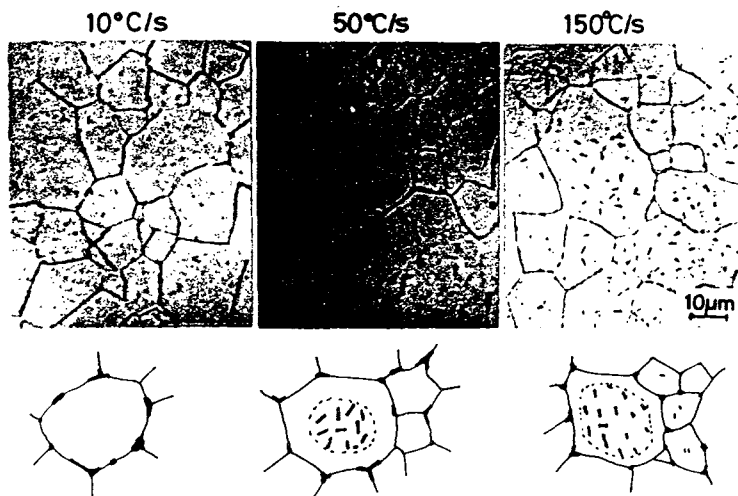


Fig. 1 0.02% C鋼を650°Cから10,50,150°C/sで急冷し400°Cで3分間時効した場合の析出セメントタイトの分布の例。急冷速度が大きくなるにしたがい粒内析出が多くなる。粒径が大きな結晶で粒内析出がより多い。

審査結果の要旨

自動車の車体などに大量に使用されている軟質冷延鋼板はプレス成形性と成形後の強度に優れていることが要求される。このためには、 α -Fe 結晶中に固溶している炭素の濃度を10~100ppmの範囲で微調整しなければならない。本論文は、炭素の拡散と炭化物の核生成-成長を素過程とする析出反応について、精緻な実験とモデル計算を行ない、最適の加熱-冷却サイクルを確定して、従来は約1週間を要したバッチ焼鈍法を、僅か数分間の連続焼鈍法に変換するに至った成果をまとめたもので、全編7章よりなる。

第1章は序章であり、本研究の背景と目的、意義について述べている。

第2章では、焼鈍によって残留炭素濃度が低減する過程をシミュレーションする際の組織学的パラメータと、数値解析に適するモデルについて考察し、(1) α -Fe 相の結晶粒径、(2) 炭素の拡散係数、(3) 炭素含有量と平衡固溶度、ならびに (4) 鋼板の冷却速度を基本因子とする簡明な析出モデルを提示している。

第3、第4章では、前章のモデル計算に基づいて直接通電-ガスまたはミスト冷却方式の制御熱処理を行った鋼板の組織について検討し、結晶粒径が20~30 μm の鋼板では、650~500 $^{\circ}\text{C}$ の温度範囲を50 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の速さで冷却すると、粒内析出に必要な過飽和度の固溶炭素が存在するので、400 $^{\circ}\text{C}$ で3分程度の過時効処理により、最終の残留炭素濃度を微調整することができること、しかし、結晶粒径が約15 μm 以下の微細粒鋼板では粒界析出が速やかに進行するので、200 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の急速冷却を行なった場合でも、粒内析出に必要な過飽和度が得られないために、残留炭素濃度の下限値はかなり高くなることなどを明確にしている。

第5章では、炭素含有量が100ppm以下の極低炭素鋼板における析出過程について、モデル計算と制御熱処理を行なった結果を検討し、炭素の過飽和度が低いので結晶粒界のコーナーまたはエッジのみが析出場所となること、650~500 $^{\circ}\text{C}$ の温度範囲での冷却速度は残留炭素濃度に影響しないこと、500~300 $^{\circ}\text{C}$ における過時効処理により残留炭素濃度を10~50ppmに制御し得ることなどを明らかにしている。

第6章では炭素をTiによって固定したIF鋼(Interstitial Free Steel)における残留炭素濃度の制御について述べている。この種の鋼板ではTiCの核生成が重要な素過程であり、約50ppmのSの共存によって形成されるTiS粒子がTiCの有効な核生成場所になることを確認している。

第7章は総括である。

以上要するに本論文は、軟質鋼板の連続焼鈍工程における炭化物の析出挙動を明確化し、基質中に残留する炭素濃度を迅速・的確に制御するための基本指針を提示したものであり、材料工学の発展に寄与するところが少なくない。

よって、本論文は工学博士の学位論文として合格と認める。