537 微細組織の広範囲形成のための多方向加工シミュレーション

Simulation of Multi-Directional Deformation for Uniform Formation of Fine Grained Structure

正 ○井上 忠信 (金材技研)

非 鳥塚 史郎 (金材技研)

非 長井 寿 (金材技研)

Tadanobu INOUE, National Research Institute for Metals, Sengen 1-2-1, Tsukuba, Ibaraki

Shiro TORIZUKA, National Research Institute for Metals

Kotobu NAGAI, National Research Institute for Metals

Key Words : FEM, Uniform Fine Ferrite Structure, Equivalent Plastic Strain, Multi-Directional Deformation

1. はじめに 鉄鋼材料の結晶粒微細化は、高強度化、高靱性化、高疲労強度化など、材料の機械的性質を向上させることが期待できるため、従来から多くの研究がなされている^{1),2)}。それらのいずれの技術も大きなひずみを材料内に導入することに共通点がある^{3),4)}。材料内に大ひずみを導入するには、必然的に大圧下が要求されるため、これまで微細組織が得られた鋼材の多くは板厚や線径が薄い場合に限られている。しかし、実際に構造材料での組織微細化が求められるのは厚肉材や大断面形状の鋼材であり、微細化域を広範囲化させる技術が求められている⁵⁾。

厚肉材での微細組織創製が難しいのは、板厚を確保した塑性加工の制限の中で大きなひずみを広範囲な領域に導入することである。著者らは、これまで加工オーステナイトからの相変態において、0.1から4.2に至る広範な相当塑性ひずみ ε_{eq} (以後、塑性ひずみと呼ぶ)と結晶粒径の関係についての検討を行ってきた^{6),7)}。その結果、2以上の塑性ひずみ $\varepsilon_{eq(crit.)}$ になると粒径は変化しなくなることがわかった。よって、2以上の塑性ひずみを材料の全領域に導入できれば、微細組織を均一に得ることが可能となる。そこで、本論文では板厚を確保しつつ、大きな塑性ひずみを広範囲に分布させる方法として多方向加工を提案し、多方向加工による広範囲な微細組織の均一形成を数値解析、実験の両面から検討した結果について紹介する。

2. 解析方法 Fig.1はアビールを用いた2方向加工の模式図と解析で用いたメッシュ分割である。まずy,z方向に一对のアビールを配置し、y方向に加工(1st pass)後、直ちにアビールを離し、z方向に配置したアビールで圧縮(2nd pass)した。ここでは、y,z方向における圧縮後の試験片厚をそれぞれ L_y, L_z と定義する。加工によって試験片に導入されるひずみは、アビールのひずみ速度、加工温度、試験片とアビール間の接触条件とそれらの形状に依存する。そこで、実測に基づいた温度とひずみ速度に依存した応力-ひずみ関係を用いた三次元陽解法動的有限要素解析を適用した。接触条件は、ひずみ分布の実測結果の比較から求められた摩擦係数 $\mu=0.15$ のクーロン条件を採用した。また、加工中のアビールの速度はひずみ速度1/sとして制御した。材料は、0.16C-04Si-1.43Mn鋼を対象とした。

Fig. 1 Schematic illustration of bi-directional compression

Fig. 2 Thermo-mechanical treatment condition of uni- and bi-directional compression

3. 実験方法 実験は、多方向圧縮型加工熱処理シミュレータ⁸⁾を用い、試験片およびアビールの形状と寸法はFig.1に示したとおりである。加工熱処理条件をFig.2に示す。温度1473Kで60s保持後(そのとき初期オーステナイト粒径 $d_{\gamma}=300\mu\text{m}$)、1073Kまで冷却し、5s保持後直ちにひずみ速度1/sで圧縮される。1方向加工の場合、y方向に圧縮後10K/sで冷却した。2方向加工の場合、まずy方向に圧縮(1st pass)後、90°回転し、z方向に圧縮(2nd pass)後、10K/sで冷却した。このとき、パス間時間は1sである。各加工の場合ともに、加工後の冷却中に起こる相変態によって、オーステナイト(γ)組織はフェライト(α)組織に変化する。

Fig. 3 (a) Appearance of the specimen compressed to $L_y:7.5 \rightarrow L_z:7.5$ bi-directionally and (b) deformed mesh obtained by the FE-analysis.

4. 結果と検討

2方向加工 ($L_y:7.5 \rightarrow L_z:7.5$) における、加工後の試験片の形状を解析で得られた変形図とともに Fig.3 に示す。この図から、実験と解析で得られた加工後の形状が一致していることがわかる。

Fig.4 は、2方向加工 ($L_y:7.5 \rightarrow L_z:7.5$) に対して解析から得られた塑性ひずみのコンター図と組織の三次元写真をそれぞれ示す。同時に、幾つかの位置において拡大した組織写真と直線切断法によって測定された α の平均結晶粒径 d_α 、そしてその位置における塑性ひずみ ε の値も表示する。Fig.4 から、板厚のほぼ半分がポリゴナル α になっているのがわかる。そのとき、 α の結晶粒径は塑性ひずみの値 ($1.97 \leq \varepsilon \leq 2.64$) にかかわらずほとんど一定である。この均一な微細組織が占める領域は、Fig.4(b) に示した 2.0 以上の塑性ひずみの領域に一致している。すなわち、前述したこれまでの結晶粒径と塑性ひずみの関係結果からわかるように、臨界値となる 2 以上の塑性ひずみを材料内に導入することができれば、たとえひずみ分布があっても、微細な均一 α 組織が広範囲に得られることがわかる。

参考文献 省略

Fig. 4 (a) Observed region in the compressed specimen. (b) Contour of the equivalent plastic strain predicted and (c) 3-D section microstructure in the specimen compressed to $L_y:7.5 \rightarrow L_z:7.5$ bi-directionally. In (c), magnification of microstructure at some sites is shown with the numerically obtained equivalent plastic strain ε and the experimentally measured ferrite grain size d_α .