

## (226) 18クロムステンレス鋼板の結晶方位とリジグについて

東京大学工学部 鈴木 敬治郎

1. 目的 18クロムステンレス鋼板は単軸引張変形により、引張軸方向に平行に縞状の凹凸すなわちリジグ現象を起すことは良く知られたことである。そして、この発生原因は主として結晶方位によるものと考えられることが多い。その一つは、18クロムステンレス鋼板の熱延時の圧延集合組織 $\{100\}$  $\langle 110 \rangle$ 方位は強固に存在し、その後の冷間圧延・加熱後でも、かなり多量に残存している。このため後処理で発生してくる $\{111\}$ 板面方位と混合組織となり、これが圧延方向に縞状になることが原因であるとするものである。また初期フェライト粒が粗大な場合は、その後の熱延・冷延・焼鈍の処理を経ても、それは巨視的なバンド状となって残存し、 $\langle 110 \rangle$ 繊維組織によりリジグが発生する<sup>3)</sup>。また2相領域で熱間圧延を行うと変形抵抗の差から、不均一変形により再結晶粒の形成が促進され、 $\{111\}$ 方位が発達しリジグが減少したと報告しているものもある<sup>4)</sup>。

そうしてこれらのリジグの発生原因の結晶方位とするものの多くは、リジグ消去のためには結晶方位の管理と同時に結晶粒度を微細にすることが必要であるとしている。

以上の事から $\{111\}$ 板面方位が非常に優越し、他の方位がほとんど存在しないようなもので、かつ結晶粒度の微細な18クロムステンレス鋼板についてリジグを検討することを目的とした。

2. 方法 実験に使用した熱延18クロムステンレスの化学成分は、表1に示したとおりである。これらの冷延集合組織および1回冷延焼鈍、2回冷延焼鈍の各工程で再結晶集合組織を板面方位の測定から求め、冷延率に対する変化を検討した。また

表1 供試材の化学成分 (wt%)

試料	成分	C	Si	Mn	S	P	Cr
A		0.040	0.31	0.006	0.006	0.032	16.26
B		0.029	0.28	0.008	0.008	0.036	16.05
C		0.018	0.50	0.004	0.004	0.030	16.52

結晶粒度を切断法により測定した。表1の試料Aについてだけ急速加熱急速冷却処理を施し、結晶方位の変化を板面方位測定より求めた。すなわち均熱部長さ約20cmの電気炉を24秒、46秒で通過させた。なお炉中温度は1000°Cであった。そうしてこれらの硬度を測定した。

3. 結果 (1)供試材のすべての熱延板に存在する $\{100\}$ 板面方位は無方向試料とはほぼ等量であった。(2)冷間圧延集合組織は、炭素量に関係なく、高圧延率のものでは $\{100\}$ 方位が優越し、無方向性試料の7倍であった。(3)副方位として $\{111\}$ が発達し、無方向性試料の約5倍であった。これらの再結晶集合組織は(4) $\{111\}$ が主方位となり、無方向性試料の約8倍となり、次いで(5) $\{100\}$ 方位が無方向性試料の約2倍であった。(6)2回冷延2回焼鈍工程での再結晶集合組織は、1回冷延1回焼鈍のものに比して、 $\{100\}$ 方位が少なく、 $\{111\}$ が主方位で $\{112\}$ 、 $\{100\}$ が副方位として存在した。しかしこれらの主方位と副方位では量的に大きな差があった。すなわち(7) $\{111\}$ は $I/I_0$ が約15であるのに対し、副方位の $I/I_0$ は1で、ほとんど $\{111\}$ 方位だけと考えられる。(8)これらの結晶粒度は $11\mu \sim 13\mu$ で中には $\approx 20\mu$ 前後のものがあった。(9)急速加熱急速冷却工程では $\{111\}$ 方位の $I/I_0$ が約11、 $\{100\}$ 方位の $I/I_0$ が約0.8でかつ結晶粒度もかなり微細であった。(10)以上の試料を引張り試験すると全てにかなり強いリジグが発生した。

## 文献

- (1)浜崎・五子・岡村：日本金属学会誌 33(1969), 1017 (2)浜崎・五子・岡村：日本金属学会誌 34(1970), 569  
 (3)大橋：日本金属学会誌 31(1967), 519 (4)荒川・清水・沢谷・大岡：鉄と鋼 59(1972), 5480