

669.14.018.8:669.15/24/26-1942620.187.8
 (150) Cr-Ni ステンレス鋼の組織にお
 ぼす加熱, 熱間加工の影響

八幡製鉄光製鉄所 工博 太 宰 三 郎
 技術研究室

岡本 一生・〇江口 直記

Effects of Heat Treatment and Hot Working on the Microstructure of Cr-Ni Stainless Steels. 62330

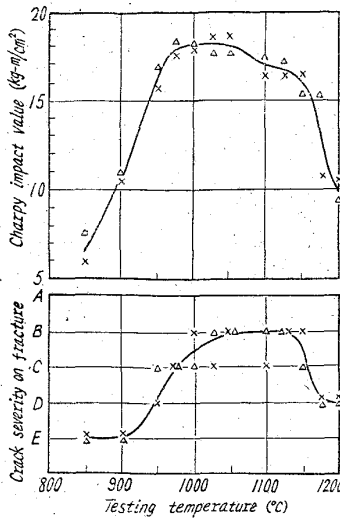
Dr. Saburo DAZAI, Kazuo OKAMOTO and Naoki EGUCHI.

I. 緒 言 1482~1483

ステンレス鋼は凝固に際し柱状晶が発達しやすい。18-8 ステンレス鋼では δ -Fe が初晶として晶出するが柱状晶の発達にともない結晶偏析を生じやすくこのため組成以上に δ -Fe があらわれ2相組織となる。このような組織は高温変形能が悪いため δ -Fe の出現を極力少くするよう努力されており、成分の影響については Schaeffler の状態図などが示されている。生じた δ -Fe の形態などは1, 2 報告されてはいるがその後の熱履歴、後続加工などの影響について系統的な研究はみないようである。そこで本報告は実用 18-8 ステンレス鋼の铸造時の組織を観察し柱状晶の大きさと δ -Fe 組織、あるいはその量が加熱ならびに熱間加工によりどのように変化するか注意をはらい実験した結果をのべる。

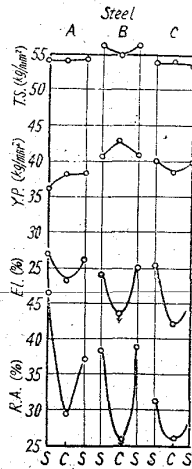
II. 実験試料ならびに実験方法

実験に用いた試料は SUS 27 規格成分のもので、チル晶あるいは柱状晶の比較的こまかい鑄肌の部分、比較的柱状が大きく発達した内質からそれぞれ試片を採取し、铸造のまま組織を観察し点算法で δ -Fe 量を測定した後マツフル炉を用い 950, 1000, 1100, 1200°C でそれぞれ 4~20 h 加熱し水冷してから組織の変化と δ -Fe 量を測定した。また1部の試料はそのような加熱を行なった後 1260°C に昇熱し圧下比約6に鍛造し同様な測定を行なった。なお各試料とも透磁率測定を行なった。



Crack severity on fracture
 A: none B: slight C: moderate
 D: large E: broken

Fig. 3. Charpy impact value and fracture feature curves of as-cast specimens measured at various temperatures.
 (30% Cr stainless steel)



S: surface C: center

Fig. 4. Tensile properties of forged specimens.
 (17% Cr stainless steel)

クロ組織の影響があることは一考を要する。

V. 結 言

17Cr および 30Cr 鋼鑄造材のマクロ組織と機械的性質の関係を実験し、柱状晶が細かい場合には自由晶との差は余りないが、柱状晶が大きいと自由晶より熱間衝撃値は低く、また熱間加工比の小さい加工材では機械的性質に差があることが判つた。

文 献

- 1) 加藤, 他: 製鉄研究 No. 231 (1960), p.3025.

熱間加工材について的高温加工性試験は多く報告されているが鑄造のままの試験例は余りない。加藤は 250 kg ないし 6 t 鋼塊の 17Cr ステンレス鋼で柱状晶域と自由晶域で熱間捻回試験し両者の加工性に大差ないことをのべている。本試験は測定方法が異なるが柱状晶の大きさにより、また自由晶と柱状晶とでは衝撃値が異なり、柱状晶は細かい方が、また自由晶の方が値が大である。この理由は明瞭でないがマクロ組織の大きさが結晶粒の大きさと一次的関係があり変形抗力を増すものと思はれる。ノッチ下の破断面で変形能を比較する場合 17Cr 鋼はオーステナイト系ステンレス鋼たとえば 18-8 鋼に比し変形能は優り、30Cr 鋼は変形能が悪く特に加工温度の下限に注意を要する。

17Cr 熱間加工材の常温機械的性質は加工比が小さく内外一様な変形をうけてないがマ

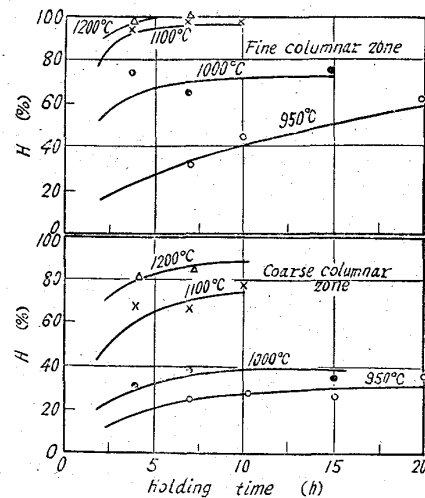


Fig. 1. Effects of holding time on the H .
 $H = \{(\delta\text{-Fe}\% \text{ observed as cast}) - (\delta\text{-Fe}\% \text{ observed after soaking})\} / (\delta\text{-Fe}\% \text{ observed as cast})$.

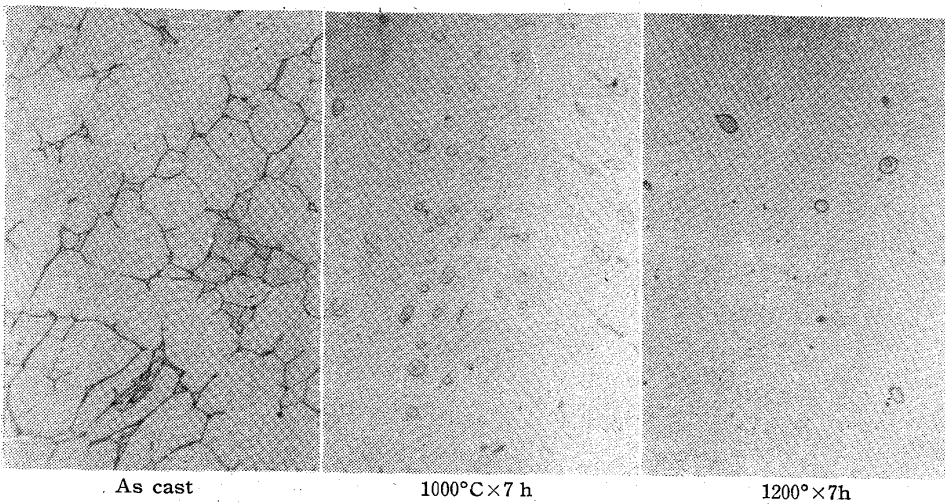


Photo. 1. δ -ferrite microstructure of the as-cast and as-hot-treated specimens. (Murakami's reagent etch) $\times 400$ (2/3)

III. 実験結果

Fig. 1 は加熱による δ -Fe の変化率を示し、鑄肌および内質試料とも加熱温度の上昇と共にまた加熱時間の増加と共に変化率は大きくなり、変化率におよぼす影響は温度が強いことがわかる。また位置別には組織の細い鑄肌側の変化率が大きい。

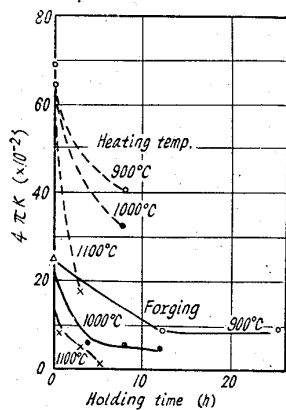


Fig. 2. Effects of holding time on the permeability. $1 + 4\pi K$; Permeability of specimen.

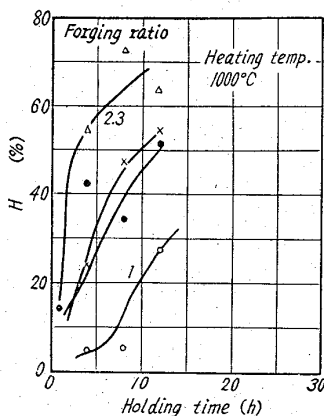


Fig. 3. Effects of forging ratio on H of forged specimens by heat treatment.

Photo. 1 は加熱前、後の δ -Fe の組織を示し、鑄込みのままでは δ -Fe は網状に存在し低温加熱では形態の変化は少いが加熱温度の上昇と共に丸味を帯びる。

鍛造試料では δ -Fe は鍛造方向に伸び鑄込みのままに比し著しく減少するが、その減少割合は鍛造前の予備加熱温度、時間が増加する程大となる。Fig. 2 はこれを透磁率の変化で示したものであるが、透磁率と δ -Fe% とは充分な相関がある。これより透磁率は加熱のみでもかなり小さくなるが鍛造により著しく減少し、その減少程度は予備加熱時間が長い程、温度が高い程大きくほとん

ど 1 に近くなる。

つぎに予め鍛造し鑄造組織を変形させておき加熱した場合の δ -Fe の変化を調べた。Fig. 3 は結果の 1 例を示すが、鍛造比が 1 から 2.3 に増加する程 δ -Fe の変化率は大きくなることがわかった。

IV. 実験結果の考察

鑄造組織における過大な δ -Fe は結晶偏析にもとづくもので拡散焼鈍を施せば平衡値に近づく筈である。実験結果は予期の如く δ -Fe は減少することがわかった。 δ -Fe の加熱による変化率が柱状晶が粗大な場合少いのは結晶偏析が大で拡散にかなりの時間を要するためと思われる、また δ -Fe 量が鑄込み時多いものも変化率が小さくこの理由も同様に考えられる。Fig. 1 から δ -Fe の変化率は加熱温度により一定の飽和値になるようである。これはその温度における γ - α の平衡によるもので、本実験以上の高温に加熱すれば δ -Fe は反つて増大することもあり得る。今、その一定の飽和値を H_s 、加熱時間 t における変化率を H とし、 $H/H_s = P$ を求め $P/1-P$ と t の関係を求めれば各温度とも直線関係があることがわかり、 δ -Fe の減少は拡散によることが確かめられる。また写真に示す如く加熱後の δ -Fe は粒状化し場合によれば 2 重の腐食模様を示す。これは δ -Fe 内の濃度勾配によるものであろう。熱間破断の難易性は 2 相の存在形態すなわち粒界角度によると考えれば加熱による δ -Fe の粒状化は加工性の面から有利と思われる。

V. 結 言

SUS 27 規格成分の鑄造のままのステンレス鋼を加熱あるいは熱間加工を行ない、 δ -Fe の挙動を調べた。この結果 δ -Fe は鑄造ままでは柱状晶に沿った網状組織を呈するが、適当な加熱で粒状組織に変化しその量は加熱温度が高い程、加熱時間が長い程拡散減少し、更に熱間加工で著しく減少するが加工前の予備加熱で減少程度は変わる。またその拡散減少は鑄造時の柱状晶が微細な程大きいこともわかった。