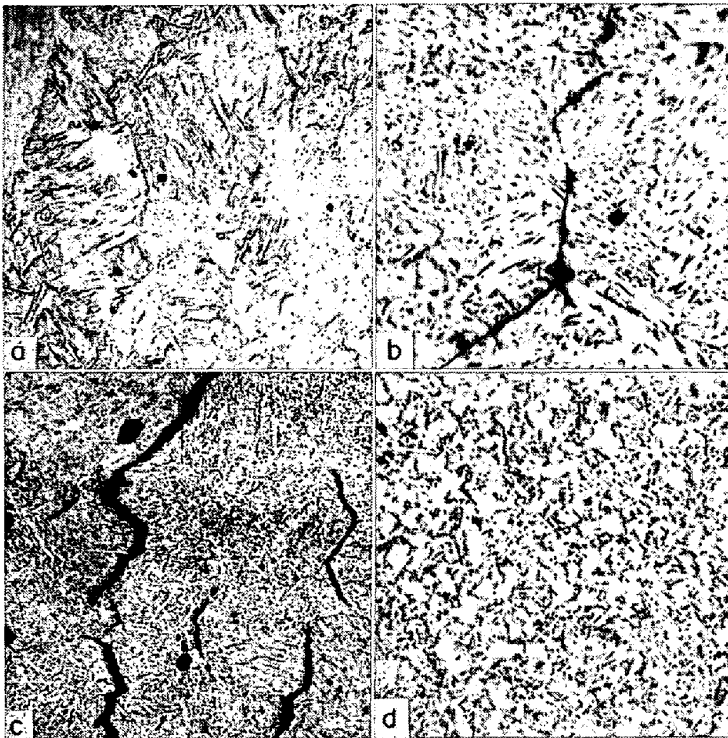


基準としてはラプチャー強度をとるべきであることがわかる。



a : Base plate. 450°C×201hr ruptured specimen
 b : Heat affected zone. 425°C×215hr ruptured specimen
 c : Base plate. 550°C×1586hr ruptured specimen
 d : Heat affected zone. 550°C×1666hr ruptured specimen

Photo. 3. Micro-structure after test. ×400 (4/5)

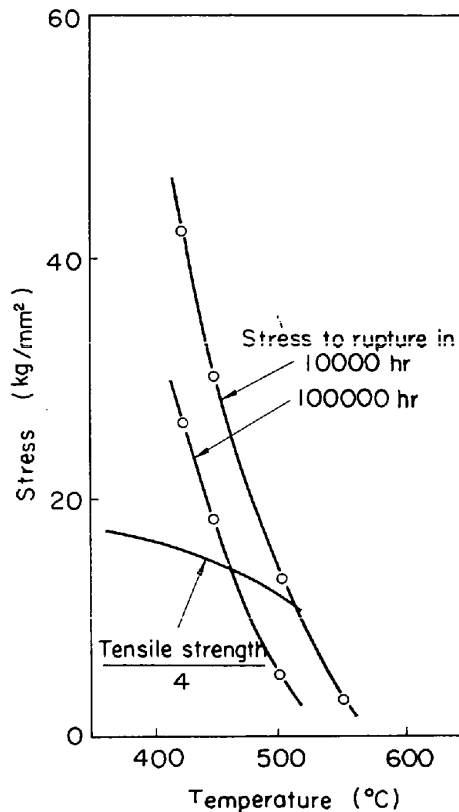


Fig. 2. Comparison between rupture strength and tensile strength.

5. 結 言

当所製の 70 キロハイテン 2H Super 鋼板およびその溶接継手について、425°C、450°C、500°C、550°C の 4 温度でラプチャー試験を行ない、試験の途中における各部の組織変化とラプチャー挙動の関係を調べた。溶接継手試料のラプチャー強度は 425°C、450°C の試験温度では母材試料より低くなった。このことは、同温度域で熱影響部が一時的に粒界き裂の発生および伝播の生じやすい組織になり、熱影響部から破断が起るためであることが考察された。500°C、550°C の試験では、熱影響部は再び微細な組織に変化し、同温度域における母材部の焼戻し組織よりもき裂が発生しにくくなることが分つた。このことより、溶接継手のラプチャー挙動は S.R 処理条件等により著るしく影響される可能性のあることが明らかになった。本試料の場合、使用温度が 450°C を越える場合は、長時間使用に耐えるための設計基準としてはラプチャー強度をとるべきであることがわかつた。

文 献

- 1) V. S. ROBINSON, A. W. PENSE and R. D. STOUT: Welding Research Supplement, December (1964), p. 531
- 2) J. J. DEBARBADILLO, A. W. PENSE and R. D. STOUT: Welding Research Supplement, (1965), p. 357

(181) 17Cr-10Ni-2Mo 鋼のクリープ破断強度におよぼす Cu, Nb, V および B の影響

(オーステナイト耐熱鋼の研究—V)

日立製作所, 日立研究所

佐々木良一・○幡谷 文男

The Effect of Cu, Nb, V and B on the Creep Rupture Strength of 17Cr-10Ni-2Mo Steels

(Study on austenitic heat resisting steels—V)

Ryōichi SASAKI and Humio HATAYA

1. 結 言

高温強度が高く、加工性、溶接性および耐酸化性などがすぐれ、かつ安価なオーステナイト耐熱鋼を開発する目的で 17Cr-10Ni-2Mo 鋼に Cu, Nb, V および B を添加し強度および靱性を調べた。クリープ破断強度におよぼすこれら諸元素の影響を明らかにし、かつ著しく強度の高い 2, 3 の鋼種が得られたので、これらの結果について報告する。

2. 試料および実験方法

SUS 32 TB を修正した 17Cr-10Ni-1.7Mo 鋼に Cu および少量の Nb, V, B を添加した。Table 1 は試料の化学組成を示す。各元素の組み合わせには直交配列表

Table 1. Chemical composition of specimens. (%)

No.	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	B
1	0.08	0.61	1.75		8.59	15.64	1.87		0.22	
2	0.10	0.47	1.35		10.43	16.80	1.93	0.31	0.29	0.06
3	0.13	0.64	1.35		11.91	18.57	1.90	0.47	0.70	0.13
4	0.09	0.62	1.38		8.57	16.86	1.82	0.40	0.40	0.11
5	0.12	0.62	1.95		10.16	19.40	2.05		0.38	
6	0.12	0.60	1.22		10.89	16.03	1.55	0.22	0.18	0.06
7	0.07	0.98	1.75		10.60	15.75	1.89	0.35	0.54	0.07
8	0.10	0.64	1.23		11.85	17.19	1.68		0.18	0.19
9	0.18	0.96	1.88		8.90	18.10	1.84	0.20	0.32	
10	0.08	0.93	1.83		11.95	18.25	1.82		0.35	0.05
11	0.10	0.57	1.24		8.52	15.00	1.84	0.24	0.47	0.10
12	0.15	0.46	1.20		9.93	17.20	1.70	0.50	0.18	
13	0.07	0.40	1.94	3.20	10.30	18.43	1.63	0.28	0.08	0.06
14	0.12	0.42	1.80	2.95	12.16	15.41	1.65	0.37	0.12	
15	0.12	0.86	1.99	3.38	8.60	17.40	1.83		0.65	0.07
16	0.08	0.62	1.42	3.31	11.90	16.50	1.63	0.20	0.60	
17	0.12	0.34	1.88	2.77	8.88	17.60	1.76	0.44	0.12	0.05
18	0.15	0.33	1.22	2.91	10.10	15.95	1.68		0.42	0.06

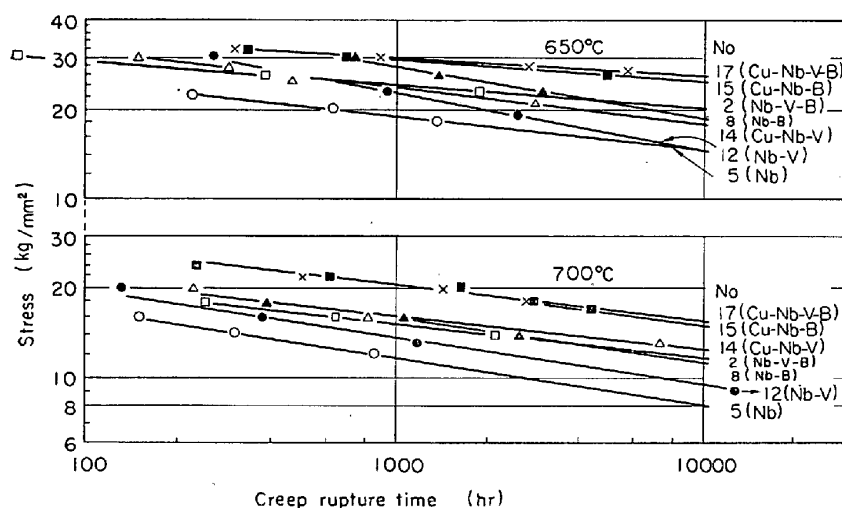


Fig. 1. Creep rupture curves of 17Cr-10Ni-2Mo type steels.

H_{3.18} を用い、C は 0.05, 0.1, 0.15%, Cu は 0, 0, 3%, Ni は 8, 9.5, 11%, Cr は 15, 16.5, 18%, V は 0, 0.15, 0.4%, Nb は 0.15, 0.35, 0.6%, B は 0, 0.05, 0.1% の 3 水準とし、Si, Mn および Mo はそれぞれ 0.5, 1.5 および 1.7% 一定とした。試料は高周波溶解炉を用い 8 kg あるいは 17 kg 溶解し、鍛造後 1100°C × 1hr 加熱水冷の熱処理を行ない、室温引張試験および 650°C, 700°C クリープ破断試験を行なった。試験前後のフェライト+マルテンサイト量は磁石の吸引力を利用したフェライトインジケータを用いた。

3. 実験結果

3.1 引張試験結果

引張強さは 0.18C の No. 9 が 80 kg/mm², No. 7, 10, 11 は 68~71 kg/mm² でその他は 55~65 kg/mm² である。伸びは 43~64%, 絞り率は 55~79% である。試験前後のフェライト+マルテンサイト量をみると No. 1, 4, 11 はいずれも 1.5% 以下のものが試験後 15% 以上に増加している。これらのものは 0.08~0.10C, 8.5~8.6Ni と低 C かつ低 Ni である。これらは C お

よび Ni を高めてオーステナイトを安定にする必要がある。No. 5 のフェライトマルテンサイト量は試験前 1.5~2.5% が試験後 2.5~5% になった。Cr が 19.4% と高すぎたためである。その他の試片は試験後とも 1.5% 以下である。

3.2 クリープ破断試験結果

Fig. 1 は 650°C および 700°C クリープ破断試験結果を示す。Cu, Nb, V および B の添加元素別に分け、各群から 1 チャージづつを代表として示した。ここに示した添加元素の影響をみると Cu-Nb-V-B および Cu-Nb-B 添加試片が最も高い強度を示し、ついで Nb-V-B, Nb-B および Cu-Nb-V を添加した試片であり、Nb-V および Nb 添加試片は他に比べ低い値を示す。Cu を含む試片はクリープ破断線の傾斜が小さく、Cu は長時間強度の増大に効果がある。全試片について約 3000 hr の試験を行ない、10⁴ 時間強度を求め各添加元素別に分けて Fig. 2 に示した。なお比較のため SUS 32 TB, 15-15N および 17-14 CuMo の強度¹⁾を示した。これらの熱処理は 1100°C × 40 min 加熱水冷である。一番下に Eshete 1250 の平均値²⁾を示したがこの溶体化処理温度は 1050~1150°C である。650°C, 10⁴ hr 強度をみると Nb 添加試片は 10~14.6 kg/mm² で低いが、Nb-V 添加試片は 14.5~18 kg/mm² で SUS 32 TB の 1.5 倍の強度を示し、Cu-Nb-V, Nb-B, Nb-V-B 添加試片は 18~20.3 kg/mm² であり、これは合金元素量の多い 15-15N, AN31 17-14CuMo の 17~18.4 kg/mm² を上まわる値である。Cu-Nb-B, Cu-Nb-V-B 添加試片は 23.6~26 kg/mm² で微量の B を含む Eshete 1250 の 20.8 kg/mm² より高い値を示す。700°C の強度は Nb 添加試片が 6.7~8 kg/mm², Nb-V, Cu-Nb-V, Nb-B, Nb-V-B 添加試片は 8.5~12.5 kg/mm² で SUS 32 TB の 1.3~1.9 倍の強度を示し、15-15N や Eshete 1250

などの 10~11.2 kg/mm² に近い値を示す。Cu-Nb-B, Cu-Nb-V-B 添加試片は 13.7~18 kg/mm² と高い値を示す。Cu および B の複合添加はクリープ破断強度を著しく高める。

Fig. 3 はクリープ破断強度におよぼす各元素の主効果を示す。C の増加は 650°C 強度を著しく高めるが、700°C の強度は 650°C に比べ C 量の増加による強度増大の割合が小さい。Cu の影響は、3.3% 添加により 650°C, 700°C 強度ともに著しく増大している。Ni (図省略) は 8.7~11.7% の範囲で添加量の増加につれ強度はわずかに減少する。Cr (図省略) は 15.6~18.5% の範囲で、V は 0~0.41% で添加量とともに強度はやや増大する。Nb および B はそれぞれ 0.34% および 0.06% で

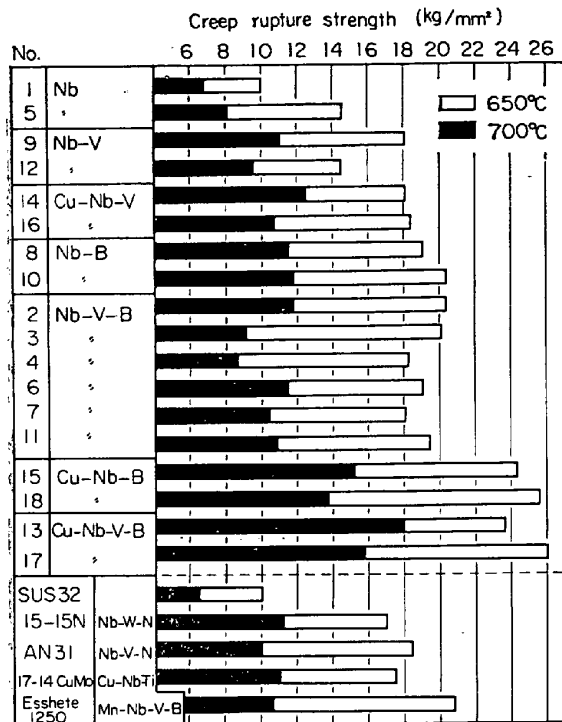


Fig. 2. Creep rupture strength in 10⁴hr of various austenitic steels.

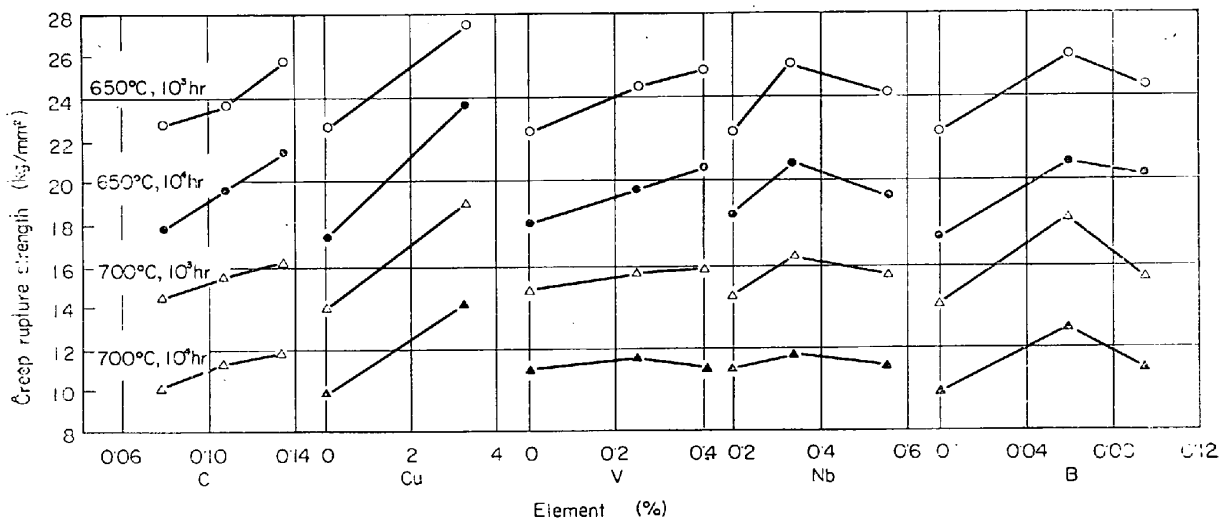


Fig. 3. Main effect of elements on creep rupture strength.

最大の強度を示す。B は熱間加工性および溶接性の点からも多量に加えることは好ましくなく、実用材としては 0.05% 以下で十分である。

電子計算機を用い、各元素と 10⁴ hr 強度との関係を表わす実験式を求めた。(1) 式は 650°C, (2) 式は 700°C 10⁴ hr 強度を示し、Fig. 4 は (2) 式による計算値と実験値との関係を示す。

$$\sigma(650^\circ\text{C}, 10^4\text{hr})(\text{kg}/\text{mm}^2) = 14.82\text{C} + 4.30\text{Si} + 2.75\text{Mn} + 2.21\text{Cu} - 0.89\text{Ni} + 0.77\text{Cr} - 0.03\text{Mo} + 0.16\text{V} - 0.38\text{Nb} + 47.89\text{B} + 2.24 \dots \dots \dots (1)$$

$$\sigma(700^\circ\text{C}, 10^4\text{hr})(\text{kg}/\text{mm}^2) = -0.72\text{C} + 2.87\text{Si} + 2.59\text{Mn} + 1.07\text{Cu} - 0.35\text{Ni} + 0.39\text{Cr} - 4.81\text{Mo} + 0.53\text{V} - 6.06\text{Nb} + 30.81\text{B} + 10.02 \dots \dots \dots (2)$$

式の係数をみると、C は実験成分の範囲内で多いほど 650°C の強度を高めるが、700°C の強度に対してはほと

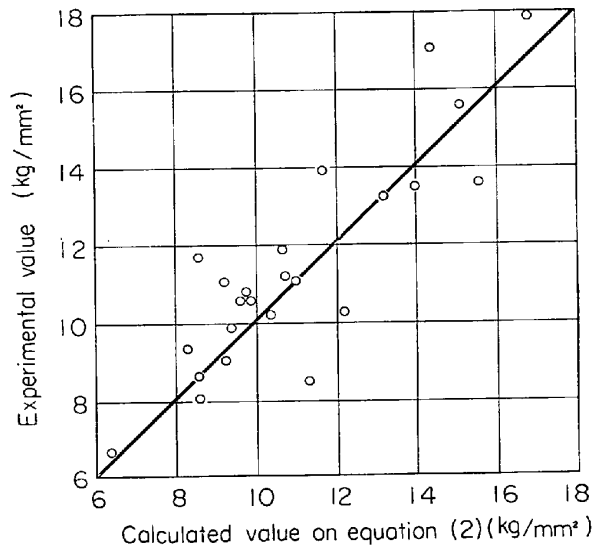


Fig. 4. Comparison between calculated and experimental values of 10⁴hr rupture strength at 700°C.

んど影響がない。Cu は 650°C, 700°C 強度をともに高め, Ni はわずかに低め, Cr および V は高め, これらは主効果の傾向と一致している。Nb は負の係数で少ない方がよく, B は正の大きな係数で強度の増大に著しい効果のあることを示している。Mo は 1.7% を目標としたが, 1.55~2.05% になった。Mo の係数は 650°C では小さいが, 700°C では負の係数で, この範囲内では少ない方が強度の高いことを示している。

650°C および 700°C における破断伸びは No. 1~12 が 20~60% および 30~65% であり, 中でも低 C で B を含む試片は大きい。Cu を含む No. 13~18 は 15~30% および 20~40% と No. 1~12 に比べ低下するが実用上問題となるような低い値ではない。

クリープ破断試験前後におけるフェライト+マルテンサイト量の変化をみると, No. 5 は試験前 1.5~2.5% であつたが試験後 1.5% 以下に減少している。また No. 1 および No. 11 は試験前 1.5% 以下であつたが, 試験後はそれぞれ 1.5~5% および 1.5~10% に増加しているものがある。No. 1 は 15.6Cr-8.6Ni, No. 11 は 15Cr-8.5Ni と他に比べ Cr および Ni 量が低い。クリープ破断試験中に Cr の炭化物が析出し, 周囲のオーステナイト基地の Cr 濃度が減少して, 低 Ni のため基地の組成はマルテンサイト生成域に移る。そのため試験後試片を冷却する途上でマルテンサイトを生ずるためである。実際のプラントに使用する場合, 起動停止の度に状態をくりかえすことになるので好ましくなく, Cr, Ni 量を増す必要がある。

4. 結 言

0.05~0.15C -15~18Cr-8~11Ni-1.7Mo 鋼に 0~3Cu, 0.15~0.6Nb, 0~0.4V および 0~0.1B を添加した。鍛造後 1100°C×1hr 加熱水冷の熱処理を行ない, 室温引張試験および 650°C, 700°C クリープ破断試験を行なつた。結果を要約すると次の通りである。

1) 引張強さは大部分 55~70 kg/mm², 伸びは 43~63% である。C が 0.1% 以下で Ni が 8.5% 以下の試片は冷間変形によりマルテンサイトを生じやすい。

2) クリープ破断試験の結果, Nb-V-B 添加試片の強度は低いが, Nb-V, Cu-Nb-V, Nb-B および Nb-V-B 添加試片は SUS 32 の約 1.5 倍以上の強度を有する。

3) Cu および B の複合添加はクリープ破断強度の向上に特に有効であり, Cu-Nb-B および Cu-Nb-V-B 添加試片は SUS 32 の 2 倍以上の強度を有する。

4) クリープ破断伸びは大部分が 15~65% であり, 低 C で B を含む試片は伸びが大きく, Cu を含む試片は小さい。

5) Ni が 8.5% 以下で Cr が 15.5% 以下の試片はクリープ破断試験後の冷却によりマルテンサイトを生ずる。

文 献

- 1) R. SASAKI and H. HATAYA: Proc. of 8th Japan Congress on testing materials, (1965), 46
- 2) J. D. MURRAY, et al.: Joint Conference on "High-Temperature properties of steels., Brit. Iron and steel Res. Assoc. and Iron and Steel

Inst., Apr. (1966), Pap. 22

(184) 18Cr-12Ni-0.2C オーステナイト系耐熱鋼の高温性質におよぼす時効組織と析出物との影響

(オーステナイト系耐熱鋼の研究—VIII)

金属材料技術研究所

○河部義邦・工博 中川龍一・向山 保

Effect of Aging Structure and Precipitate on the High Temperature Properties of 18Cr-12Ni-0.2C Austenitic Heat Resisting Steels

(Study on austenitic heat resisting steels—VIII)

Yoshikuni KAWABE, Dr. Ryuichi NAKAGAWA and Tamotsu MUKOYAMA

1. 緒 言

著者らは前報¹⁾において高温性質におよぼす合金元素の影響を系統的に解析し, クリープラプチャー強さに対してはそれぞれ Mo と B, Mo と N, B と N, また時効硬化性に対しては Nb と N, Ti と N の複合添加による相互作用が存在することを定量的に求めた。そして, その相互作用の原因を時効組織との関連において考察したが, 析出物の同定を行なつていないためはなほ定性的な結論のみしか導き出せなかつた。そのため, 本実験では析出物を電解分離により抽出し, 定量し, X線回折により同定した。さらに, カーボン抽出レプリカにより微細組織を調べ高温性質との関連性を検討したのでその結果を報告する。

2. 試 料

実験に用いた試料の化学成分を Table 1 に示す。これらは前報¹⁾で報告したと同一試料で, その溶解, 鍛造条件はまったく同一である。

試料は 1150°C 溶体化処理後, 700°C で 2000hr 時効した。

析出物の電解分離は 10% HCl アルコール溶液中, 10mA/cm² の電流密度で 72hr 行なつた。

3. 実験結果および考察

Photo. 1 に代表的な時効組織を示す。また, Fig. 1 に電解残渣の定量結果を, さらに Table 2 に X 線回折による析出物の同定結果を示した。しかし, Fig. 1 の電解残渣の定量は 700°C で 2000hr 時効した状態での値で, Table 2 に示すように Mo や B の添加により 1150°C 溶体化処理状態で M₂₃C₆ 炭化物が残留しており, また B の添加で M₂B 硼化物が同様に残留しており, 時効により析出してきた量のみではないことに注目せねばならない。

このことを考慮しても, もつとも注目すべきことは Mo の添加により析出物の量が著しく増加していることである。この傾向は N または B が共存する場合にも多少の差があるが常に認められる。また Mo を添加した P. 2 試料での析出物は P. 1 試料の析出物と同じく M₂₃C₆ 炭化物のみで, M₆C 炭化物は認められなかつた。しか